

球状黒鉛鑄鉄の熱処理による
強じん化に関する基礎的研究

1991年12月

博士 (工学)

青山正治

豊橋技術科学大学

①

球状黒鉛鑄鉄の熱処理による
強じん化に関する基礎的研究

1991年12月

博士（工学）

青山正治

豊橋技術科学大学

和文要旨

球状黒鉛鑄鉄の熱処理による 強じん化に関する基礎的研究

鑄鉄の材質改善は、常に鑄鉄のせい弱な性質を克服することにある。球状黒鉛鑄鉄の強じん化は、黒鉛以外の基地組織が残された領域である。本研究では、球状黒鉛鑄鉄の強度とじん性の向上に関する問題について、合金元素の添加とさまざまな熱処理を施すことによって、その強じん化の可能性を追究した。じん性は、主に計装化シャルピー衝撃試験によって評価をした。

(1) 従来、球状黒鉛鑄鉄に行われることが少なかった熱処理を積極的に加え、鑄鉄の強じん化の方策とじん性について詳細な評価を行った。フェライト化焼なまし処理については、 A_1 変態温度直下の保持で微細なフェライト結晶粒とじん性の向上を認めた。オーステナイト域よりの焼入れ後のフェライト化処理は、結晶粒の細粒化と2次黒鉛の析出で低温じん性を改善したが、上部棚吸収エネルギーを下げた。オースフェライト化処理は、強度とじん性の兼備をもたらし、強じん鑄鉄として好適であることが判明した。

(2) 良好な低温じん性と機械的性質を示すフェライト型球状黒鉛鑄鉄の熱処理履歴について明らかにした。この問題は、同じ熱処理が行われたとしても、熱処理履歴がじん性に影響を及ぼすので重要な点である。パーライトやオースフェライトの前組織材では、フェライト化処理温度の上昇とともに、良好な吸収エネルギーが得られたが、遷移温度は高くなった。マルテンサイト前組織材は、微細な組織を持つため、その後に焼なましを施しても細粒化し、2次黒鉛粒子によって遷移温度が低温度側に移行した。

(3) 熱処理特性を改善するために、Ni及びMoの少量添加による鑄放し球状黒鉛鑄鉄の高強度・高じん性の可能性と、最適な添加量について提案した。Ni添加は、基地を固溶硬化するため、引張強さと硬さを増し、遷移温度を高温度側へ移行するとともに、上部棚吸収エネルギー値を下げた。Mo添加は、引張強さ及び衝撃値を改善する効果を与えた。さらに、NiとMoの複合添加は、基地組織の生成に大きな影響を与え、機械的性質の改善を示唆した。特に、1%Ni-0.1%Moと2.5%Ni-0.4%Moの複合添加材は、遷移温度を低温度側へ移行し、じん性を高めることが判明した。

(4) Ni添加したフェライト型球状黒鉛鑄鉄の、焼なまし処理後の冷却過程で生じる

じん性劣化と、各種基地組織のじん性について検討を加えた。このNi添加したフェライト化材の焼なましぜい性は、350~550℃の区間で徐冷されると顕著となり、空冷のような速い冷却によって阻止できることが判明した。Ni量が2%を超えたフェライト化材は、基地が固溶硬化するために、吸収エネルギーと遷移温度を悪化させ、じん性の改善とならなかった。オースフェライト化材は、1400 MPaに達する高強度と、フェライト化材に次いで高いじん性を得た。さらに、Niの添加は、この効果を高めて低温じん性を改善できた。

(5) 合金鋼に匹敵する高強度・高じん性材料として脚光を浴びている、オーステンパ球状黒鉛鑄鉄の、いっそうの強じん化を図るために、オーステナイト化及びオーステンパ処理条件と、Si量についてじん性を評価した。衝撃値を向上させる最適な熱処理条件は、前組織を微細化した後、 A_1 温度近傍からオーステンパ処理することで得られた。これは、フェライトとオーステナイトの微細混合組織が得られるためである。微細なフェライトとオーステナイト組織を生成した2.1%Si材では、良好な強度とじん性を持ち、動的破壊じん性値も優れていた。

この研究によって、低合金球状黒鉛鑄鉄に適切な熱処理を施すことで、従来よりも強じんな新しい鑄鉄材料の開発への足がかりが得られた。

Basic Research on Spheroidal Graphite Cast Iron Toughened by Heat Treatment

Abstract

To enhance the material grade of cast iron, the brittleness must be overcome. For instance, toughening of spheroidal graphite cast iron must be focused on matrix structure than graphite. This paper deals with the strength of spheroidal graphite cast iron and improvement of its toughness by adding alloy elements and applying various heat treatments. The toughness is evaluated mainly by instrumented Charpy impact test.

(1) New heat treatment processes for toughening cast iron have been presented and the toughness has been evaluated in detail. Clearly, ferritic annealing treatment holding the iron just below the A_1 transformation temperature produced fine ferrite grains and improved toughness. On the other hand, ferritic treatment after quenching from the γ range improved low-temperature toughness due to grain refining and precipitation of secondary graphites, but reduced the upper shelf absorbed energy. Ausferritic treatment, however, made the cast iron strong and tough; this heat treatment is suitable for toughening the iron.

(2) The heat treatment history of ferritic spheroidal graphite cast iron showing better low-temperature toughness and mechanical properties is also clarified. This is important because the heat treatment history affects the toughness despite of the same final heat treatment. In the pre-pearlitic and the pre-ausferritic structure state materials, better absorbed energy was obtained with increasing the ferritic treatment temperature, but the transition temperature was raised. Since the pre-martensitic structure state material was consisting of fine structure, the subsequent annealing gave the refining of ferrite grains, and the transition temperature shifted toward lower temperature side due to the presence of secondary graphites.

(3) To obtain high-strength and high-toughness as-cast spheroidal graphite cast iron, effect of the addition of Ni and Mo was investigated. Nickel dissolved in the matrix and thereby made it harder; the tensile strength and the hardness of the iron increased. Transition temperature shifted toward higher temperature side and the value of the upper shelf energy decreased. The addition of Mo improved tensile strength and impact value. The simultaneous addition of Ni and Mo, however, greatly affected the formation of the matrix structure and improved its mechanical properties. In particular, the irons containing 1%Ni-0.1%Mo and 2.5%Ni-0.4%Mo clearly

lowered the transition temperature and showed higher toughness.

(4) Studies on the deterioration of the toughness taking place during cooling after ferritic annealing in Ni-added ferritic iron and also on the toughness of various matrices irons were made. It was made clear that the annealing brittleness of the Ni-added ferritic iron became remarkable when slowly cooled over the range from 550 to 350 °C and could be prevented by fast cooling such as air cooling in this range. In the ferritic iron with Ni content over 2%, the absorbed energy and the transition temperature were deteriorated because of solid-solution hardening in the matrix. In the ausferritic treated iron, however, high strength of about 1400 MPa and high toughness next to the ferritic iron were obtained: The addition of Ni increased this effect, resulting in the improvement of low temperature toughness.

(5) In order to further toughening of austempered spheroidal graphite cast iron which has been highlighted as a high-strength, high-toughness material equivalent to alloy steels, effects of austenitizing and austempering conditions as well as the amount of Si were studied. The optimum heat treatment condition to improve the impact values was to refine the pre-structure at first and then to apply the austempering from near the A_1 temperature. This is because the mixed fine structure of ferrite and austenite is formed. The iron containing 2.1%Si gave the fine ferrite and austenite structure and resulted in better strength and toughness together with excellent dynamic fracture toughness.

This study provides the first step for developing a new-type iron which is more tougher than any other traditional iron by applying adequate heat treatment to low-alloy spheroidal graphite cast iron.

目 次

第1章	序 論	1
第2章	球状黒鉛鑄鉄の熱処理による各基地組織のじん性への影響	13
2.1	緒 言	13
2.2	実験方法	14
2.2.1	供試材	14
2.2.2	熱処理	14
2.2.3	シャルピー衝撃試験	15
2.3	実験結果および考察	15
2.3.1	室温における強じん性の比較	16
(1)	フェライト基地組織について	16
(2)	パーライト基地組織について	18
(3)	オースフェライト基地組織について	19
(4)	マルテンサイト基地組織について	20
2.3.2	各基地組織材の遷移特性の比較	21
(1)	フェライト基地組織材の遷移特性について	21
(2)	パーライト, オースフェライトとマルテンサイト 基地組織材の遷移特性について	25
2.4	結 言	27
第3章	フェライト化処理球状黒鉛鑄鉄における熱処理履歴の影響	29
3.1	緒 言	29
3.2	実験方法	30
3.2.1	供試材	30

3. 2. 2	熱処理	30
3. 2. 3	シャルピー衝撃試験	31
3. 3	実験結果および考察	32
3. 3. 1	室温でのじん性に及ぼす前組織の影響	32
3. 3. 2	遷移特性に及ぼす前組織の影響	37
3. 4	結 言	42
第4章	鑄放し球状黒鉛鑄鉄のじん性に及ぼすニッケル及びモリブデン 添加の影響	44
4. 1	結 言	44
4. 2	実験方法	45
4. 2. 1	供試材	45
4. 2. 2	引張及び衝撃試験	47
4. 3	実験結果及び考察	47
4. 3. 1	Ni添加の鑄放し材への影響	47
4. 3. 2	Ni, Mo添加の機械的性質への影響	49
4. 3. 3	Ni, Mo添加の室温での衝撃特性への影響	52
4. 3. 4	衝撃遷移特性に及ぼすNi, Mo添加の影響	56
4. 4	結 言	61
第5章	ニッケル添加球状黒鉛鑄鉄のじん性に及ぼす熱処理組織の影響	62
5. 1	結 言	62
5. 2	実験方法	63
5. 2. 1	供試材	63
5. 2. 2	熱処理	65
5. 2. 3	衝撃及び引張試験	66
5. 3	実験結果及び考察	66
5. 3. 1	フェライト化焼なまし処理条件によるNi量の影響	66

5. 3. 2	フェライト化焼なまし処理条件による遷移特性への影響	69
5. 3. 3	ぜい化に及ぼすNi量と冷却過程の影響	72
5. 3. 4	室温における各基地組織材のじん性に及ぼすNiの影響	75
5. 3. 5	各基地組織材の遷移特性に及ぼすNiの影響	80
5. 4	結 言	83

第6章 強じんオーステンパ球状黒鉛鑄鉄のじん性に及ぼすけい素量

	と熱処理条件の影響	85
6. 1	緒 言	85
6. 2	実験方法	87
6. 2. 1	供試材	87
6. 2. 2	熱処理	89
6. 2. 3	衝撃試験と破壊じん性試験	90
6. 3	実験結果及び考察	91
6. 3. 1	前焼入れ処理時のオーステナイト化温度の衝撃特性への影響	91
6. 3. 2	再オーステナイト化保持時間の衝撃特性への影響	93
6. 3. 3	衝撃特性に及ぼす再オーステナイト化温度の影響	96
6. 3. 4	再オーステナイト化処理条件による低温特性と破壊じん性	100
6. 3. 5	衝撃特性に及ぼすオーステンパ処理条件とSi量の影響	102
6. 3. 6	オーステンパ処理材のじん性に及ぼす凝固速度の影響	108
6. 3. 7	オーステンパ処理による衝撃遷移特性と動的破壊じん性	110
6. 4	結 言	113

第 7 章	結 論	115
	參 考 文 獻	121
	謝 辭	128
	論 文 目 錄	129

第 1 章

序 論

鑄造法は、溶融金属を鑄型内に注湯・凝固させて鑄造品を得る加工法である。この加工法は、非常に容易に、短時間に複雑な3次元の構造物・部材を一体成形できるところに特長がある。この特長は、他の加工法でまねることができない大きな自由度を持つため、常に機械設計技術者の注目を浴びている^{1)~4)}。また、これまで鑄造品の寸法精度については、厳しい要求がされなかったが、昨今、鑄物の高品質化と高付加価値化に応えるために、加工しろの低減や薄肉・軽量化が求められ、成形技術の面からもさまざまな検討が加えられている⁵⁾。そのための鑄造法も、生砂鑄型鑄造法からシェル鑄型、ロストワックス鑄造法や消失模型鑄造法まで、高精度・脱機械加工を目的とする量産鑄造品の開発・製造が行われている。

一方、鑄鉄材料においては、省コスト・良加工性の立場から高強度・高じん性を持つ高機能性への必要性が高まり、球状黒鉛鑄鉄の高品質化・強じん化への取り組みが注目されている。その結果、球状黒鉛鑄鉄は自動車エンジン用のクランク軸、ナックルアーム、フライホイールなどにも採用されている⁶⁾⁷⁾。最近では、球状黒鉛鑄鉄が鋼材料に代替して適用する試みがされ、オーステンパ球状黒鉛鑄鉄(A D I)が自動車用動力伝達部や鉄道用車輪などのじん性を必要とする部品として使用されつつある^{8)~12)}。また、使用済核燃料の輸送・貯蔵容器としてのフェライト型球状黒鉛鑄鉄品の開発・製造の試み¹³⁾もある。さらに、球状黒鉛鑄鉄品には、素形材関連品目として初めてのJ I Sマーク表示許可制度が1987年に施行され、すでに多くの鑄造工場に普及している。砂管理から溶湯・材質管理まで、鑄鉄品の品質・性能確保は今後の鑄鉄材料の方向を決める好例であろう。

ところで、鑄鉄の材質特性の改善に対する技術者からの要望は、

産業革命が始まる18世紀を境に始まり、手仕事による作業が蒸気機関や紡織機などの機械に代替されると、いっそう強度と高温に耐える良質の鑄鉄が望まれるようになった。しかし、粘り強さの劣る鑄鉄はこれに応えることができず、やがて多量に精錬されてつくられるようになった練鉄に置き替わって行った。

鑄鉄の材料開発の歴史は、常に鋼のような強度とじん性に富んだ材料を目指すことであった。図1-1は、各年代による鑄鉄の引張強さの向上の過程¹⁴⁾と日本工業規格(JIS)における鑄鉄品の種類の変遷である。鑄鉄の材質が化学分析や金属組織学に基づいて科学的に研究されるようになった20世紀初頭以前には、引張強さが200MPaにも及ばない強度であった。この過程で、白鑄鉄を脱炭(白心可鍛鑄鉄)あるいは焼なまし(黒心可鍛鑄鉄, S. Boydenの発明, 1826年)処理をして、塊状の黒鉛として析出することで、伸びが5%を超える強じんな材料が得られている。ところが、可鍛鑄鉄は、

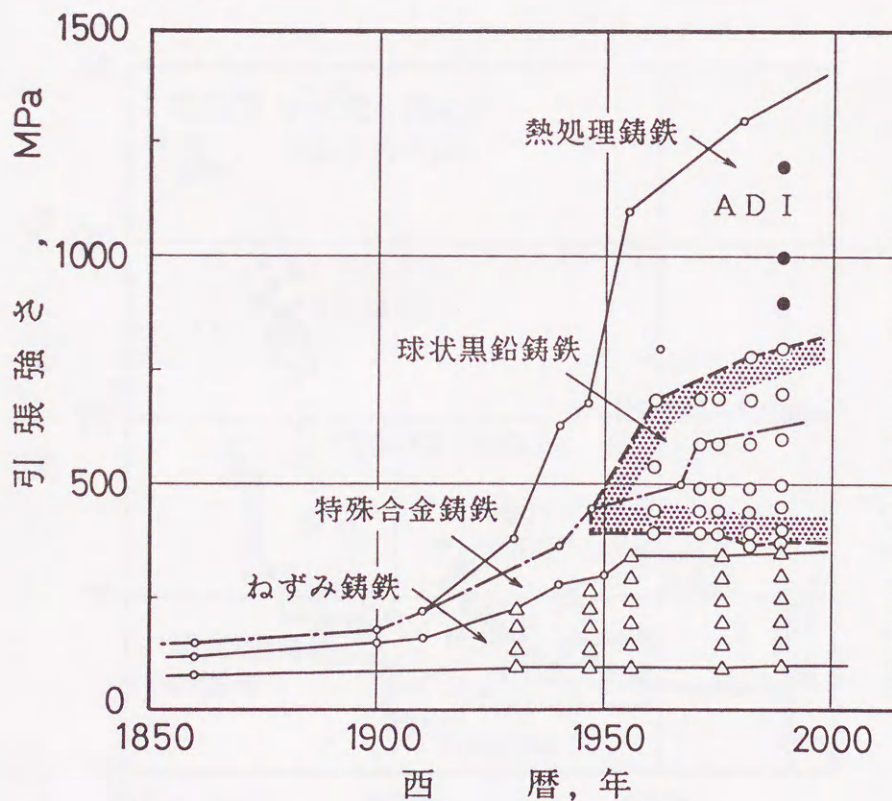


図1-1 各種鑄鉄の年代による強度の変遷

(図中の○●△印は、JIS鑄鉄品の引張強さ)

長時間の熱処理を必要とすることや、大形で肉厚の大きな鑄物にするには不向きであった。

20世紀に入ると急速な機械工業の発達にともない、機械はより高速・高能率化に進み、堅ろうな大形機械が必要になった。このため、機械の主要部分の鑄鉄材質も強度やじん性、耐摩耗性などが重要な研究課題となった。この結果、1916年頃よりつぎつぎと溶解操業法の改良や接種などの新しい溶湯処理技術の開発・実用化がされ¹⁵⁾¹⁶⁾、黒鉛形態などを改善した高強度の高級鑄鉄が普及した。これによって鑄鉄は、それ以前の2倍の強度を超えて200~380MPaに及ぶまでになった。しかし、ねずみ鑄鉄の強度とじん性は、可鍛鑄鉄に及ぶものではなく、相変わらず『ぜい弱』であるという認識を変えることができなかった。

球状黒鉛鑄鉄の発明(1948年)¹⁷⁾は、黒鉛形態が片状に晶出した、伸びのない、もろくて弱いねずみ鑄鉄に代わって、黒鉛を鑄放

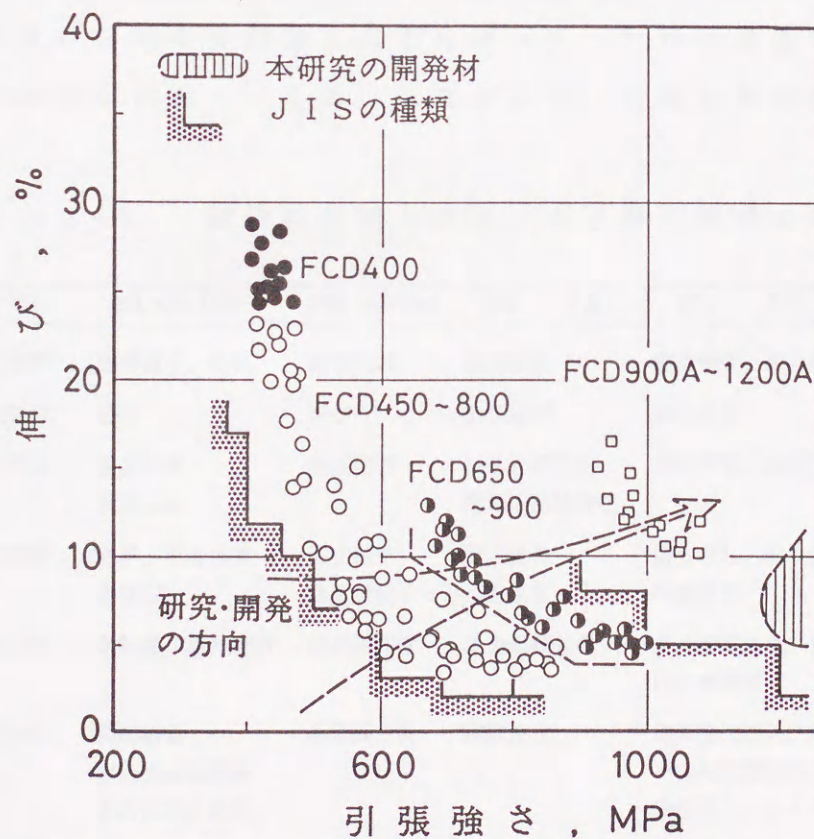


図 1 - 2 球状黒鉛鑄鉄における機械的性質の領域

して切欠き効果の最も小さい球状にすることで、引張強さが通常で400~800MPa、2~17%以上の伸びを持つものとなった。これは、基地組織の有効断面積率がねずみ鉄の30%に対して、球状黒鉛鉄は80~90%と著しく大きく、黒鉛部に作用する応力集中も小さくなる¹⁸⁾ためである。

図1-2には、球状黒鉛鉄の機械的性質¹⁹⁾とJIS鉄製品²⁰⁾の領域を示した。球状黒鉛鉄の溶解及び溶湯処理技術は、黒鉛の球状化に関して広範な実験及び開発が行われ、安定した操業技術が確立されるまでになった²¹⁾。球状黒鉛鉄は、より鋼に近い性質を求めて試験・研究²²⁾²³⁾と実用化がされ、我が国では1989年に引張強さが1200MPaに達するADIが規格化されるまでになった。

さらに、球状黒鉛鉄は、鉄の材料開発に関する研究の中でいっそう高強度化と高じん性化の可能性が依然として存在することはいうまでもない。表1-1は、材料の組織パラメータと強化機構を分類したものである²⁴⁾。材料の力学的性質の強化は、熱処理や合金元素及び材料の変形加工などによって、いかに最適に組織制御がされるかにかかわってくる。したがって、鉄材料の開発には、各

表1-1 材料の組織パラメータと強化機構の分類

名称	具体例	障害物	機構	応用例
0次元要素	固溶原子、空孔	固溶元素	固溶強化	固溶硬化、鋼の焼入れ
1次元要素	転位	転位	加工硬化	加工硬化
2次元要素	結晶粒界 積層欠陥	結晶粒界	結晶粒界強化 微細結晶粒強化	細粒硬化、規則格子による硬化
3次元要素	粒子、複合組織 多孔質	析出粒子 第2相粒子	析出強化 分散強化	焼もどし・鋼の調質、析出硬化 分散硬化
結晶異方性	単結晶、集合組織	結晶異方性	集合組織強化	集合組織強化、単結晶素子 けい素鋼板
組織異方性	繊維結合 方向性結晶組織 方向性複合組織	組織異方性	繊維強化	繊維強化材料、異方性永久磁石 一方向凝固耐熱合金 鉄筋コンクリート

種の熱処理操作法や合金元素の添加が、組織制御による強化と信頼性の高い材料を得るための最重要点となる。

このため、球状黒鉛鑄鉄の開発の当初は、鑄鉄の溶湯処理、すなわち接種あるいは球状化処理によって、鑄鉄の機械的性質が著しく左右されることから、1970年代まで球状化処理剤及びその処理法について、多くの研究が行われた²⁵⁾。球状化処理剤として、純マグネシウム(Mg)、Fe-Si-Mg合金、Fe-Si-Mg-Re合金やカルシウム(Ca)合金の添加が実用化されている。一般にMgは、激しい反応特性を持つので、低いMg含有量のFe-Si-Mg合金を用い、安定した黒鉛の球状化を得ている。また、接種は黒鉛化の促進や黒鉛粒数を増加させ、黒鉛形態を整えることから、その有効性が明らかにされている²⁶⁾²⁷⁾。

球状黒鉛の黒鉛形態と強度に関する研究は、藤田ら²⁸⁾の総合的な研究のほかに数多くの発表²⁹⁾がある。黒鉛の球状化率と機械的性質の関係については、引張強さ、伸び及び衝撃値との間に高い相関があることが確認された。JISでは、鑄鉄品の球状化率が70%以上のものが球状黒鉛鑄鉄と定義され²⁰⁾、安定した強度と衝撃値を得るには80%以上の球状化率が望ましいとされている²⁸⁾。また、片状黒鉛鑄鉄と球状黒鉛鑄鉄の中間的な特性を示すパーミキュラ・コンパクトド鑄鉄(CV鑄鉄)の研究も行われた³⁰⁾。しかし、球状黒鉛鑄鉄の強化は、黒鉛粒子の寸法や分布、量などの黒鉛形態のみによる制御では限界に達し、残された強化の手段は黒鉛部以外の基地組織にあるといえよう。

一方、鑄鉄への銅(Cu)、ニッケル(Ni)、モリブデン(Mo)などの合金元素の添加は、耐熱、耐食、耐摩耗性などの諸性質や熱処理特性の改善に大きく寄与している。また、合金元素の添加は、強度の向上を目的とした基地組織の改質に有効な働きを示す。例えば、Niを添加したアシキュラー鑄鉄³¹⁾⁻³³⁾は、鑄放しでオースフェライト組織を得て、600MPaを超える引張強さとなっている。しかし、合金元素は、構成される合金組成で大きく機械的性質など

に影響を与える。また、最適な鑄鉄の機械的性質を得るには、その添加量に適量範囲があり、極めて複雑に合金量が組織に影響を及ぼすため、鋼におけるように機械的性質を予測することは難しい。

ところで、黒鉛の強度は 20MPa程度であり、その存在は内部欠陥とも考えることができる。このため、球状黒鉛鑄鉄の強化は、黒鉛以外の組織を強じん化することが肝要である。熱処理は、鑄鉄の基地組織を改質し、その材料の機能を最大限に発揮させる重要な因子である。従来、鑄鉄では、一部で熱処理が行われていたが、それらはいずれも鑄造時の残留応力除去、硬さや延性を得るための調整が主眼となっていた。いずれの場合も、材質改善を目指すものではなく、消極的な処理法で終わっている。しかし、鑄鉄は、その製造の容易性や経済性の点から用途の拡大とともに機械構造用材料として脚光を浴び、その目的も機械的性質の向上、なかでも強じん化に重点が置かれるようになりつつある⁸⁾¹⁹⁾。

鑄鉄の基地組織は、鋼と同様に熱的履歴をともなう相変態、析出などを利用した熱処理で、材料の持つ機能を制御することが可能である。基地組織と機械的性質との関係は、鑄放しで現れるフェライトとパーライトとの組織分布量から、その最適な割合がある³⁴⁾³⁵⁾。田中ら³⁶⁾は、熱処理を組み合わせ、フェライト・パーライトの2相微細混合組織をつくり、機械的性質を改善している。また、黒鉛粒の周囲を硬い組織で取り囲むことで黒鉛粒界からの破壊の発生を阻止するための熱処理法³⁷⁾やフェライト・ベイナイトの2相混合地組織による強化が提案されている³⁸⁾。恒温変態を利用した熱処理(オーステンパ熱処理)は、基地組織中に存在する残留オーステナイトによって優れた強度とじん性に富むことで、けい素(Si)を含む鋼³⁹⁾⁻⁴¹⁾が見直され、鑄鉄でも高いSi量を含有することから注目されている。球状黒鉛鑄鉄のオーステンパ熱処理に関しては、耐摩耗性や疲れ強さ、残留オーステナイトの加工硬化と加工誘起マルテンサイトの生成や、低温で伸びが改善されるTRIP現象⁴²⁾、炭化物の析出によるぜい化機構⁴³⁾などが明らかにされてきた。

また、小林ら⁴⁴⁾はマンガン(Mn)、Niを少量添加したADIで、マイクロ偏析の利用と特殊な熱処理を行うことによって、大幅にじん性を高める方法を提案している。

一方、球状黒鉛鑄鉄の強度評価については、材料強度学や破壊力学的な解析を行う立場からも研究がされている⁴⁵⁾⁻⁴⁷⁾が、なお検討すべき事項も多く残されている。機械構造用材料として球状黒鉛鑄鉄を利用するためには、この鑄鉄の特徴であるじん性あるいは粘り強さの点からも評価する必要がある。じん性は、破壊に要するエネルギーの大きさや、き裂の発生・伝ばの難易によって評価され、材料を使用するときの安定性・信頼性を表す。衝撃試験のような高負荷速度下での評価は、切欠き、温度や組織などによる感受性が高く、変形能を測定する静的な引張試験によるものよりも、微小変化を適確に捕らえることができる。従来、金属材料のじん性を評価する工業的な小形試験法として普及したシャルピー衝撃試験⁴⁸⁾⁴⁹⁾は、衝撃値あるいは遷移温度などを知るための比較試験法であったが、動的な破断時の情報を提供する計装化シャルピー衝撃試験法が普及し、その破壊挙動の推移が詳細に検討されるようになった⁵⁰⁾⁻⁵²⁾。また、最近では、この試験法のJIS制定への動きもあり、調査が進められている。鑄鉄における破壊じん性の適用は、弾塑性破壊力学に基づく破壊じん性試験法によって急速に発展し、静的負荷はもとより、動的負荷条件下での破壊じん性値の評価が可能となっている⁵³⁾。動的破壊じん性評価には、簡便なコンピュータを利用したシステムが開発されている⁵⁴⁾⁵⁵⁾。

本研究においては、球状黒鉛鑄鉄の材質改善に関して、さまざまな熱処理を施すことによる強じん化の可能性と、その問題点の検討を主目的とした。じん性の評価は、主として計装化シャルピー衝撃試験機を用いて、熱処理と合金元素によるマイクロ組織への微視的な影響及び最適熱処理条件について詳細な検討を行った。すなわち、球状黒鉛鑄鉄への熱処理の適用に関して、次の観点から研究を遂行

した。

一般に、実用材料として最も重要視されるのは、力学的性質である。とりわけ、機械構造用材料として適用するには、強度とじん性の優劣が選択要件に大きな比重を占めることになる。それらの性質は、材料中に生成される基地組織によって鋭敏に変化する。鉄鋼材料には、フェライト (α) \rightleftharpoons オーステナイト (γ) の相変態があり、化学組成とあいまって共析変態域から常温までの冷却速度を制御すること、すなわち熱処理操作で鉄鋼中の基地組織をさまざまに変化させ得る。近年、鋼の強じん化に熱処理が積極的に取り入れられ、その組織制御に結晶粒の微細化、固溶強化、析出及び分散、加工硬化などの強化機構を駆使し、構造用合金鋼の加工熱処理⁵⁶⁾、Si鋼のオーステンパ熱処理⁴¹⁾、低温用鋼^{57) 58)}においては2相共存温度 ($\alpha + \gamma$) 域を利用して母相中に第2相を分散させることで、有効な成果を得ている。

したがって、基本的には球状黒鉛鑄鉄においても、鋼と同様な熱処理によって組織制御が可能と考えられる。しかし、鑄鉄は、極めて多量に含有するC、Si、Mnなどの元素や基地中に存在する黒鉛が強じん化を阻害するとして、積極的な強化策が取られなかった。そこで、球状黒鉛鑄鉄の新しい機械構造用材料としての活路を開くためには、従来の鑄放し状態での使用を主体としたものから、種々の熱処理の適用を試み、その強じん化と熱処理法の確立が必要である。そのためには、従来看過する傾向にあった鑄鉄の熱処理特性の基本的事項についても、改めて明確にしておくことが重要である。

一方、合金元素を添加すると、鑄鉄の肉厚感度、焼入れ性、機械的性質などの諸性質を向上することができる。合金元素は、凝固する際の黒鉛化作用、合金量による相変化及び共析変態時の冷却速度で基地組織に変化を与え、強度とじん性に影響を及ぼす。特に、合金元素の添加は、熱処理を施さずに鑄放しで強度やじん性を高めることができ、薄肉・軽量化、製造工程の簡素化など経済性の視点からも有用である。しかしながら、じん性は合金元素による影響を極

めて大きく受け、その効果も合金元素の量や組み合わせによって異なることから、その広範な究明が課題である。

さらに、合金元素の添加は、適当な熱処理と組み合わせることで変態温度や速度を制御し、炭化物及び基地組織の生成に影響を与え、鋼と同様に材料の性質を最大限に発揮させ得ることから注目される。

鋼では、面心立方晶であるNi, Mnを含有するオーステナイト系合金鋼が低温じん性に優れている。一方、体心立方晶のフェライト系合金鋼では、低温において降伏応力が増加するので塑性変形が困難となり、低温ぜい性が生じる。したがって、Niは、フェライト中へ均質に固溶し、結晶の細粒化により強度を増すことや、低温用鋼ではNiが焼入れ焼もどし処理においてオーステナイト中に濃化・安定化して遷移温度を下げる⁵⁷⁾ことで、重要な合金元素となっている。また、Niは、鑄造品の肉厚感度を小さくし、均質な機械的性質を得るために効果を生じる。Mnは、粒界炭化物を減少させ、フェライト結晶粒やパーライトを微細にして、じん性を高める。さらに、これらの合金元素は、オーステナイト相の安定化を促し、変態温度を下げるので相変態機構を利用した熱処理において有用である。

Moは、パーライト変態を強く抑制し、オーステナイトの変態速度を遅くする働きを持ち、Niとの併用によりオースフェライト（鋼におけるベイナイト相は炭化物を含むが、鑄鉄では含まないので最近このように呼称されている）変態を助長するので基地組織の改善に効果を与える。Niとの複合金化は、高い機械的性質や疲れ特性の改善、焼もどしぜい性の抑制に有効であり、鑄放しでもオースフェライト組織を持つアシキュラー鑄鉄³¹⁾⁻³³⁾が強度や耐摩耗性を高めることから賞用される。しかし、鑄放しで均質な鑄物を得るには、鑄物の冷却速度、肉厚形状で生成される組織が変化するので、合金添加量の調整が至難である。

また、鑄鉄中に含有されている多量のSiは、共析変態温度範囲を広げ、鑄造凝固後の冷却速度や熱処理にて幅広く組織の形態を制

御・生成することで機械的性質に影響を及ぼす。さらに、S i には、炭化物の生成を抑制し、多量の安定したオーステナイトを残留させる特性があり³⁹⁾⁻⁴¹⁾、オーステンパ熱処理したS i 鋼で優れた強じん性を得ている。鑄鉄においても強度とじん性を高めるには、オーステンパ熱処理条件及び、鑄鉄の基本組成であるS i の関係について明確にする必要がある。

したがって、球状黒鉛鑄鉄をより優れた機械構造用材料とする手段として、従来の鋼に比較して未知の点が極めて多い鑄鉄の分野で、種々の熱処理法の適用とその確立を試みるとともに、合金元素による力学的性質の向上を図り、さらに適量の添加合金元素の特定と強じん化への向上策を究明することが重要と考えられる。

以上の観点から実験研究を行った本論文は、7章にわたって構成され、各章の概要は次のとおりである。表1-2には、本研究の領域と試みた強じん化の方法を示した。

本章は序論であり、本研究の目的である球状黒鉛鑄鉄の熱処理による強じん化の背景として、その強じん化の歴史的変遷と可能性について、従来の研究と本論文の趣旨を述べている。

第2章では、従来、球状黒鉛鑄鉄に行われることが少なかった熱処理を積極的に加えることにより、材料の強じん化の方策と、基地組織のじん性への影響について詳細に検討を行った状況を述べている。

第3章では、第2章に引き続いて、良好な低温じん性と機械的性質を持つことから、実用材料として広範囲に使用されつつあるフェライト型球状黒鉛鑄鉄に関し、熱処理履歴のじん性への影響について明らかにした。この問題は、たとえ同じフェライト化焼なまし処理が行われたとしても、その前の熱的履歴が、球状黒鉛鑄鉄の強じん化にどのように関与するのかを究明する上で重要な点である。

第4章は、熱処理特性の向上のために添加される、代表的な合金元素であるニッケル及びモリブデンを、少量添加した球状黒鉛鑄鉄

表 1 - 2 本研究の領域と強じん化の方法

章	研究領域		強じん化の方法	対象組織	強じん化因子	強化目標
第2章	基地組織の制御	熱処理	・複合熱処理	F, P A, M	・基地組織の微細化 ・2相混合組織	高強度・高じん性・低温じん性の向上
第3章			・前組織	F	・前組織の熱処理履歴	
第4章		合金化	・Ni, Moの添加	F+ P, A	・鑄放し材の組織制御	
第5章		合金化と熱処理	・Niの添加 ・焼なまし材の冷却処理によるぜい化の改善 ・熱処理	F, P M, A	・Niによる固溶強化と低温じん性の向上 ・冷却処理過程 ・基地組織の制御	
第6章			・Ni, Mn及びSiの添加 ・特殊オーステンパ熱処理	A	・黒鉛界面, 共晶セル境界の強化 ・微細オースフェライト組織 ・残留オーステナイトの安定化	
従来の研究	黒鉛形態	球状化	・球状化処理 ・接種	球状黒鉛	・黒鉛形態, 黒鉛寸法及び分布の制御	

F: フェライト, P: パーライト, A: オースフェライト, M: マルテンサイト

の鑄放し材における諸性質を明らかにし, 高強度・高じん性化の可能性とその最適添加量について検討した状況をまとめている。

さらに, 第5章では, ニッケル添加した球状黒鉛鑄鉄の熱処理とじん性の関係について取り上げた。特に, 低温じん性に優れた特性を持つフェライト型球状黒鉛鑄鉄の, 焼なまし処理後の冷却条件とじん性について検討を行った。また, ニッケルの各種熱処理組織とじん性に及ぼす影響について究明し, 球状黒鉛鑄鉄の強じん化の可能性について論じた。

第6章は, 合金鋼に匹敵する高強度・高じん性材料として脚光を浴びているオーステンパ球状黒鉛鑄鉄のいっそうの強じん化を図る

ための熱処理法の改善案を提案しつつ、強じん化オーステンパ熱処理の条件と、けい素量のじん性に及ぼす影響について詳細な指針を述べている。

第7章は、本研究の結論である。

第 2 章

球状黒鉛鑄鉄の熱処理による 各基地組織のじん性への影響

2. 1 緒 言

一般に、球状黒鉛鑄鉄を強じん化するには、合金元素の添加による方法⁵⁹⁾と熱処理による方法が主として行われている。鋼に比較して、鑄鉄では黒鉛化促進元素であるけい素 (S i) を含有するため、黒鉛部以外の基地組織が凝固後の冷却速度や熱処理に応じてフェライト、パーライト、オースフェライト、マルテンサイトなどに任意に変化し得るのが特徴である。このため、熱処理による球状黒鉛鑄鉄の基地組織のじん性への影響に関しては、従来からその研究例があるが、おもにフェライト・パーライト混合基地組織に関するもので⁶⁰⁾、詳しい報告は少ない。

一方、現在の鋼の熱処理で行われているような広範囲な内容の組織変化とじん性との対応を研究した例は、球状黒鉛鑄鉄においては比較的少ないといえる。鋼では、高い強度とじん性を確保するために焼入れ・低温焼もどしによる Ni-Cr-Mo系低合金超強力鋼⁶¹⁾の強化をはじめ、低温用鋼⁵⁷⁾⁵⁸⁾及び 13% Cr ステンレス鑄鋼⁶²⁾では焼入れ・焼もどし処理の間に 2 相域からの焼入れ処理を施し、フェライトと焼もどしマルテンサイトの微細混合組織と安定な残留オーステナイトでじん性を高める熱処理などが適用されている。さらに、超微細粒を得るために焼入れと圧延加工を組み入れた加工熱処理や急速加熱冷却処理で、旧オーステナイト結晶粒の細粒化がその後の鋼の性質に大きな影響を及ぼすことが知られている⁶³⁾⁻⁶⁵⁾。鑄鉄でも熱処理の履歴によって、その後のじん性が決定的な影響を受けるものと考えられる。しかし、そのような詳細な検討はまだ明確に

されていないのが実状である。

そこで、本章では、優れた強じん性を示す球状黒鉛鑄鉄を開発する基礎資料を得る目的で種々の熱処理を行って、最終組織として現れるフェライト、パーライト、オースフェライト及びマルテンサイトの各基地組織材のじん性に及ぼす影響について検討した。

2. 2 実験方法

2. 2. 1 供試材

供試材は、溶解量5000kgの低周波誘導電気炉で溶製したものである。溶湯は、Y型ブロック形状の炭酸ガス鑄型（試料採取部寸法：40x60x120mm）へ鑄込んだ。表2-1には、実験に使用した供試材の化学分析値を示す。この供試材は、いずれも鑄放しでブルスアイ組織を示し、FCD500に相当する強度で、球状化率は90%以上あった。

表2-1 供試材の化学組成

(重量%)

試料記号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mg
I	3.70	2.72	0.23	0.028	0.008	0.020	0.038
II	3.80	2.65	0.27	0.015	0.013	0.025	0.037

(注) 供試材IIは、F-3, F-7, A-1の熱処理

2. 2. 2 熱処理

熱処理には、Y型ブロックから採取した7x12x55mmの試料を用いた。熱処理は、おもに鉛浴中で電気抵抗炉によって、図2-1に示す各熱処理を行った。つまり、鑄鉄の場合には同じ基地組織材を得るにも多くの方法が考えられるので、熱処理工程も複雑なものとなっている。なお、炉冷速度(F.C)は、約25°C/hである。各試料

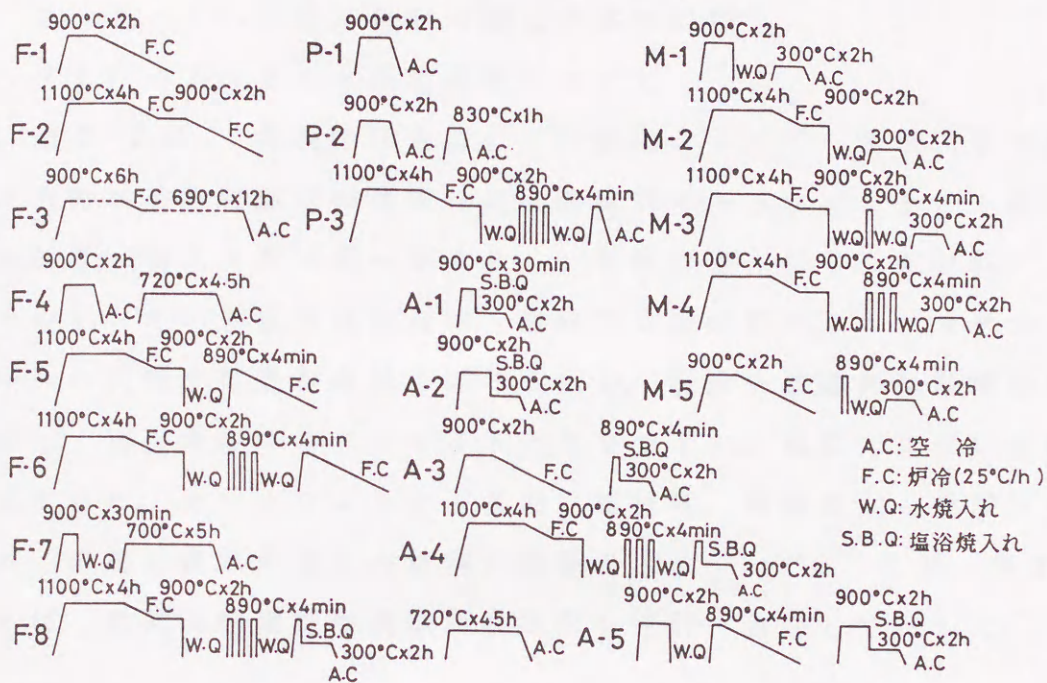


図 2-1 フェライト (F), パーライト (P), オースフェライト (A) 及びマルテンサイト (M) の各基地組織を得るための熱処理工程

の最終の熱処理組織は、それぞれフェライト (F), パーライト (P), オースフェライト (A) 及びマルテンサイト (M) の基地組織とした。

2. 2. 3 シャルピー衝撃試験

衝撃試験は、容量 98.1J の計装化シャルピー衝撃試験機を用いて、破断時の荷重 - 変位曲線を記録して行った。試験温度は、 $-196 \sim +150^{\circ}\text{C}$ の温度範囲とした。衝撃試験片は、種々の熱処理を施した試料を標準シャルピー試験片のハーフサイズ (試験片寸法: $5 \times 10 \times 55\text{mm}$, 切欠きなし) に機械加工したものをを用いている。

2. 3 実験結果および考察

2. 3. 1 室温における強じん性の比較

(1) フェライト基地組織について

図2-2は、各熱処理を施して計装化シャルピー衝撃試験で得た代表的な基地組織材の荷重-変位曲線例である。フェライト基地組織材は、吸収エネルギーが大きく、延性に富んだじん性材料である。マルテンサイト基地組織材は、鑄鉄では黒鉛部からオーステナイト中への炭素の拡散が高速で起こるため、炭素を過飽和に基地中に固溶し、高炭素のマルテンサイトとなりやすく、低応力でぜい性破壊を生じた。オースフェライト基地組織材は、破壊荷重と吸収エネルギーの高い優れた強じん材料の特徴を示していた。なお、表2-2には、各基地組織材の衝撃試験結果を集計・整理して示した。

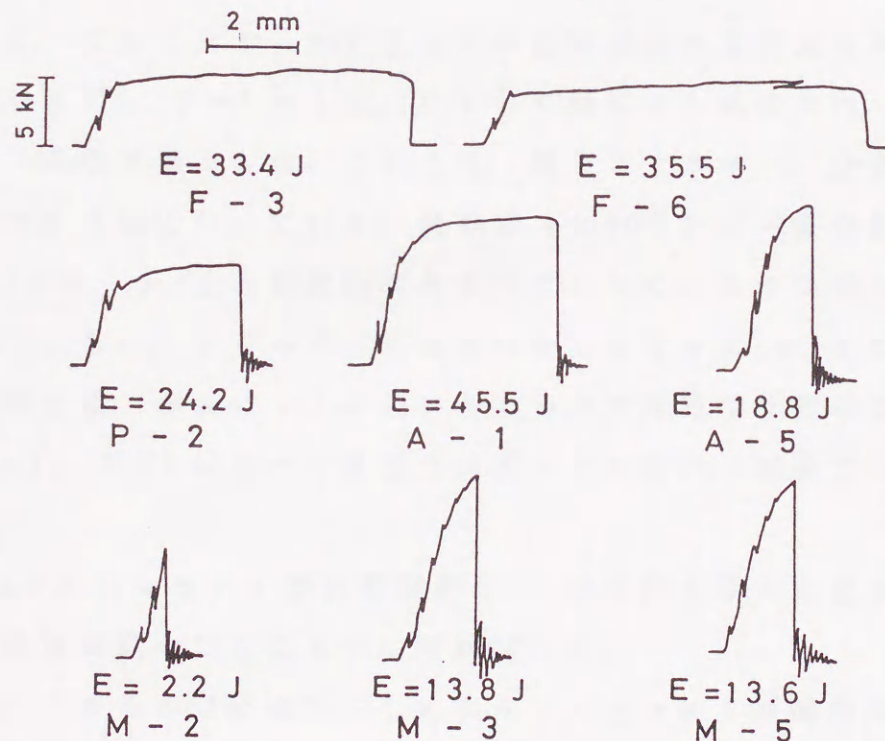


図2-2 シャルピー衝撃試験時における各基地組織の荷重-変位曲線例

(試験温度: 室温, E: 吸収エネルギー)

表 2-2 熱処理した各基地組織材のシャルピー
衝撃試験結果

(試験温度: 室温)

熱処理	吸収エネルギー E, J	最大破壊荷重 P _m , kN	全変位量 D _t , mm	熱処理	吸収エネルギー E, J	最大破壊荷重 P _m , kN	全変位量 D _t , mm
F-1	40.6	4.72	9.7	A-1	43.8	12.05	4.2
F-2	39.4	4.72	9.8	A-2	29.0	12.20	2.9
F-3	32.9	5.96	6.3	A-3	26.3	9.85	3.2
F-4	39.8	4.72	8.9	A-4	20.5	10.65	2.3
F-5	29.1	4.67	7.0	A-5	17.5	13.48	1.8
F-6	32.2	4.78	7.6	M-1	8.8	13.02	1.2
F-7	27.3	6.37	5.2	M-2	2.1	8.36	0.6
F-8	31.3	5.07	7.0	M-3	13.1	14.00	1.5
P-1	21.4	7.14	3.6	M-4	7.8	12.13	1.2
P-2	23.0	8.29	3.3	M-5	13.2	14.34	1.4
P-3	14.7	7.49	2.5				

一般に、フェライト量が 100% の基地組織材は、じん性の点で最も好ましく、少なくとも -30℃ 位までの低温用途には好適なものといわれている⁶⁶⁾。F-1 ~ 3 は、いずれも焼なまし処理を行って、フェライト基地組織とした。これらは、吸収エネルギー、全変位量が一般に大きな値となっている。高温度 (1100℃) で均質化処理を施した F-2 は、F-1 と特性的にあまり差はなく、その効果は特に認められていない。ところが、2 段焼なましを行った F-3 では、試料の化学組成、溶製ロットの違いもあるので厳密な比較はできないが、F-1、F-2 に比べて延性では劣っているが、強度では優れている。

F-4 以下のフェライト基地組織材は、前組織を種々変化させて、その後の基地組織のじん性について検討した。

F-4 は、あらかじめ焼ならしによってパーライト組織を得て、その後の A₁ 変態下限温度下で保持してフェライト化した (供試材 I の A₁ 変態温度区間は、770~840℃であった)。これは、上述の F-1、F-2 と、吸収エネルギー、最大破壊荷重がほとんど変わらなかった。

F-5 は、高温度での均質化処理後に、900℃から水焼入れを行い、さらにオーステナイト域まで急速加熱して、その後に炉冷したものである。これは、微細なマルテンサイトの組織とした後に、フェライト化することにより、その記憶効果を利用して結晶粒の細粒化を期待したものである。また F-6 は、短時間オーステナイト域に保持して焼入れを繰り返すことにより、マルテンサイト組織をより微細化し、その後のフェライト基地組織材の結晶粒をよりいっそう細粒化することを期待した。しかし、図 2-2 に示したように、鋼で得られているような強じん性を示す好結果⁶⁴⁾は、得られなかった。この点、後述するように、高炭素マルテンサイト基地組織を生成しやすい鑄鉄の場合には、上述のような方法による強じん化はかなり難しいといえるであろう。じん性は、わずかに F-6 が優れている。

一方、F-7 は、マルテンサイト組織を A_1 変態下限温度下の 720℃（供試材 II では 760℃）でフェライト化し、フェライト結晶粒の成長を防いだ場合である。しかし、著しいじん性の改善効果は、ここでも得られなかった。

F-8 は、焼入れを繰り返した後、再オーステナイト化し、前熱処理によりオースフェライト組織とし、その後 A_1 変態下限温度下に保持して、フェライト基地組織としたものである。オースフェライト基地組織をフェライト化することによって結晶粒を最も細粒化できるとの報告⁶⁷⁾もあるが、本実験では特に効果は認められなかった。

(2) パーライト基地組織について

表 2-2 の衝撃試験結果から、P-1 の焼ならし材に対して、焼ならし後に A_1 変態上限温度の直下で加熱保持した P-2 は、パーライト基地組織中に微粒のフェライトが均一に分散した微細混合組織を示し、じん性の向上が認められた。これは、Cox⁵⁹⁾ や井川ら³⁶⁾ により報告されている結果とも一致している。また P-3 は、高温度での均質化処理後に焼入れを繰り返し、前組織を微細化することによって強度の増大を期待したが、フェライト基地組織材の場合と

同様に、少なくとも室温では有効な結果が得られなかった。

(3) オースフェライト基地組織について

通常恒温変態による熱処理を行った A-1, A-2 は、ロットの違いもあるが、図 2-2 に示したように、吸収エネルギー、最大破壊荷重と変位量は、他の処理を行ったものに比べて大きな値を示した。A-4 は、焼入れを繰り返して組織の微細化を図ることにより、強度の増大を期待したものである。しかし、強度はいずれも A-1, A-2 に比べて減少する傾向が見られ、前熱処理による組織の微細化に基づく効果は得られなかった。

A-5 は、オーステナイト域に加熱保持した後に焼入れし、さらに焼もどしによって 2 次黒鉛の析出とフェライト結晶粒の細粒化を期待して、マルテンサイト前基地組織からフェライト化を行い、その後オースフェライト化処理を行った。結果は、A-1 より破壊荷重が大きい、吸収エネルギーと変位量はともに著しく減じた。これは、マルテンサイトの焼もどし温度が高過ぎたことにも関連しているように思われる [2.3.2 (1) 項参照]。

一方、オースフェライト基地組織材は、図 2-2 からわかるように、他のフェライトやパーライト基地組織に比べて強度とじん性の両者を兼ね備えており、強じん性では最も優れている。

このことは、図 2-3 に示す吸収エネルギーと最大破壊荷重との関係から、オースフェライト基地組織材がフェライト基地組織材に匹敵するほどの吸収エネルギーを持ち、しかもマルテンサイト基地組織材に相当する破壊強度を持っていることから、首肯される。従来アシキュラー鑄鉄が強じん性を要求される部品に常用されてきたことからわかるように、高炭素の基地組織を生成しやすい鑄鉄では、基地での格子ひずみから考えても、無理のないオースフェライト基地組織が鋼におけるマルテンサイト基地組織に相当する強じん性を示すといえよう。

なお、最近の研究⁴³⁾によれば、オーステンパ処理した鑄鉄の通常の組織は、フェライトと残留オーステナイトよりなっており、か

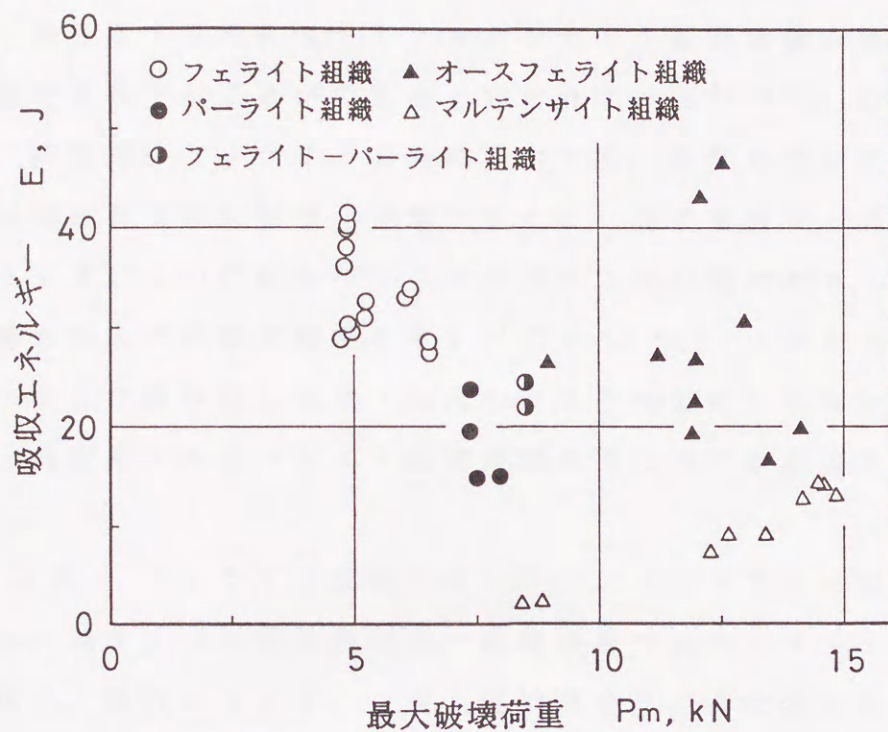


図 2-3 熱処理組織に及ぼす吸収エネルギーと最大破壊荷重との関係 (試験温度: 室温)

なりの長いオーステンパ処理時間後に炭化物の析出が見られる。このため、通常のオーステンパ処理で生成する相を「ベイナイト」と呼ぶには疑問があり、『オースフェライト (Ausferrite)』と呼ぶべきであるという提案⁶⁸⁾から、ASTMでも統一用語として検討されている。したがって、第1章でも述べたように本論文でも、オースフェライトという用語を使用する。

(4) マルテンサイト基地組織について

M-2は、高温での均質化処理が行われているためにオーステナイト結晶粒が粗大化して(約1.3倍の粒径)、針状のマルテンサイト組織が大きく成長しており、そのため、M-2はM-1に比べて吸収エネルギー、変位量が著しく減じたものと思われる。

M-3とM-4は、高温で均質化処理後に焼入れして、さらにオーステナイト域まで急速加熱を行い、マルテンサイト基地組織とした

ものである。特に低炭素含有量の鋼の場合には、このような急熱・急冷を繰り返すことによってマルテンサイト基地組織を微細化し、じん性を改善することができるといわれている⁶³⁾⁶⁴⁾。鑄鉄の場合には、前組織がフェライト組織の場合でも、かなりの速度で黒鉛からの炭素が基地中に拡散・固溶するため、高炭素のマルテンサイトとなりやすいといわれる⁶⁹⁾。そのためにぜい弱であり、荷重-変位曲線も低応力破壊の様相を示し(図2-2)、少なくとも室温ではこのような繰り返し急熱・急冷の有効性は認められなかった。今後は、低炭素マルテンサイト基地組織を得る検討が必要と考えられる。

M-5は、フェライト化焼なまし後、マルテンサイト化したものである。高温度で均質化処理後、前組織をマルテンサイトとしたものに比べ、吸収エネルギー、最大破壊荷重及び変位量の増加が見られたが、少なくとも室温では、M-1に比較してそれほどの改善とはいえない。これは、上述したように、加熱時における黒鉛からのオーステナイト中への炭素の拡散が著しく速いため、低い炭素含有量のマルテンサイトを得ることが困難なことを示唆している。

2. 3. 2 各基地組織材の遷移特性の比較

(1) フェライト基地組織材の遷移特性について

図2-4は、代表的な熱処理によるフェライト基地組織材の吸収エネルギー-遷移曲線を示す。また、表2-3には、これらのマイクロ組織上の因子を示した。吸収エネルギー-遷移曲線とマイクロ組織との関係は、フェライト結晶粒が細粒化するにつれて⁶⁷⁾⁷⁰⁾、また、黒鉛の平均自由距離(λ)が小さいほど低温度側へ遷移温度が移行する⁷⁰⁾ことが知られており、本実験でも同様な傾向が認められた。

ここで、各フェライト基地組織材の吸収エネルギー-遷移曲線を比較すると、F-1は、高温度での均質化処理後フェライト化したF-2に比べて、結晶粒径が等しいにもかかわらず、 T_{RE} (上部・下部棚吸収エネルギーの1/2の値となる遷移温度)が高温度側へ移行し

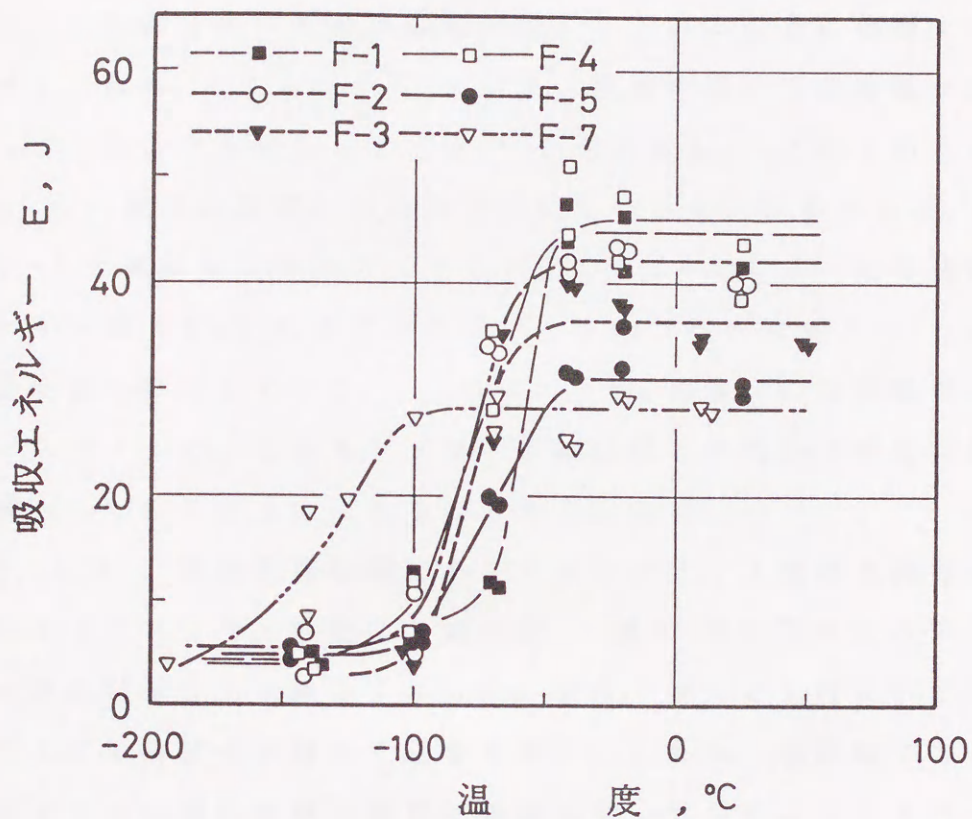


図 2-4 代表的なフェライト基地組織材の吸収エネルギー遷移曲線

表 2-3 代表的なフェライト基地組織材のマイクロ組織上の因子

試料記号	F-1	F-2	F-3	F-4	F-5	F-7
λ , mm	0.274	0.167	0.203	0.191	0.200	0.209
No.	6.4	6.5	7.2	7.4	7.7	8.3

λ : 黒鉛の平均自由距離, mm

No. : ASTMフェライト結晶粒度番号

ている。これは、高温での均質化処理がないためと思われる。つまり、共晶セル境界に偏析したMnがセメントサイトを安定化させる

71) ため、未溶解炭化物の残留や鋳造時のマイクロ偏析が除去されず、また、この部分の共析変態温度が低下していることに起因するものと考えられる。さらに、F-1では、黒鉛の平均自由距離が大きくなっていることも関係している⁷⁰⁾と思われる。これらのことは、表2-2の室温の結果からのみでは判定できない挙動である。

F-1と焼ならし後にフェライト化したF-4では、上部棚吸収エネルギー値 (E_u) には差がないが、 T_{rE} ではやはりF-1のほうが高温側へ移行している。これは、F-4の場合には前組織が微細なパーライトで、しかもフェライト結晶粒径や黒鉛の平均自由距離も減少していることによるものと考えられる。

F-7は、微細変態組織であるマルテンサイト組織を高温焼もどしによってフェライト化した場合で、**図2-5**に示すようにフェライト結晶粒が非常に細かくなった。また、焼もどし時に析出した微細な2次黒鉛粒子が数多く認められた。これは、前組織であるマルテンサイトの単位組織が非常に微細になっていることにより、その記憶効果によってその後の焼もどしにより得られるフェライト結晶粒が細粒化したものである⁶⁷⁾。なお、表2-3での黒鉛の平均自由距離 (λ) は、2次黒鉛粒子については考慮されていない。

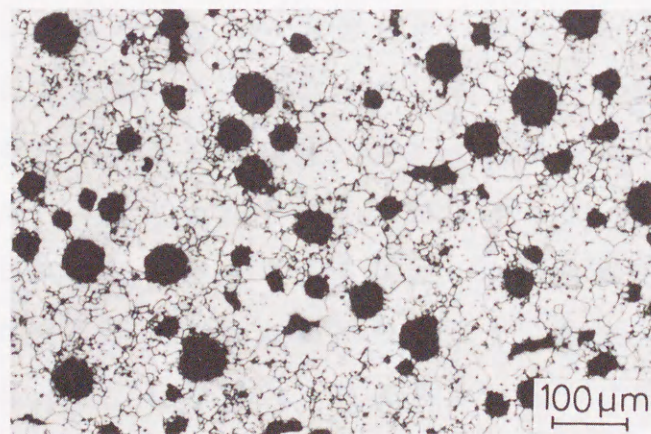


図2-5 マルテンサイトを高温焼もどししたフェライト組織 (試料: F-7)

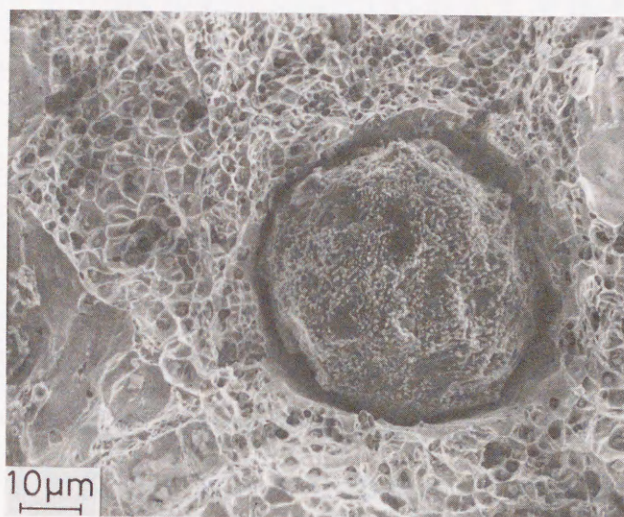


図 2-6 高温焼もどしによりマルテンサイトをフェライト
基地組織とした場合の延性破面の例

(試料: F-7, 試験温度: 13°C)

F-7 の吸収エネルギー遷移曲線では、 E_u が他のフェライト基地組織材に比べて約1/2に減少した⁶⁷⁾。また、 T_{rE} は、大幅に低温度側へ移行した。この E_u の低下は、2次黒鉛粒子の析出により、黒鉛部での延性き裂の発生が起りやすくなったことが主因で、図2-6に示すように、析出した微細な2次黒鉛粒子を核とした小さなディンプルが見られることから首肯される。

遷移温度の低温度側への移行は、フェライト結晶粒の細粒化と、2次黒鉛粒子がへき開き裂の伝ばに対して抵抗を示すことによるものと考えられる⁷⁰⁾。したがって、このようなフェライト基地組織材は、特に低温度での用途を考える場合に有用と推定され、室温だけの結果からは全く予想できない挙動を示す。本来、遷移温度は、使用状況(製品肉厚、応力集中、負荷速度など)に応じて移動するものであるから、 E_u よりも T_{rE} を主体に、じん性を考える方が有効な場合が多いと思われる。なお、このような点に対する考察は、すでに報告されている⁷⁰⁾。

以上のような結果から、じん性改善の方向として、高温度での均質化やマルテンサイトを前組織としたフェライト化が、一般には有効と推定される。

一方、F-5は、均質化処理後の焼入れとオーステナイト域に短時間保持して、焼なましを行ったものである。しかし、その結果は予想外に T_{FE} が大幅に高温度側へ移行した。これは、一般にマルテンサイト化後、オーステナイト域までの再加熱によるフェライト化でフェライト結晶粒径が粗大化し（表2-3参照）、しかも2次黒鉛粒子がフェライト結晶粒界に析出して大きく成長する²²⁾ためといわれており、本実験でも同様な組織をF-5で確認した。このような場合には、じん性が劣化する可能性があるので、注意すべき点であろう。

(2) パーライト、オースフェライトとマルテンサイト基地組織材の遷移特性について

図2-7は、特に注目される代表的な試料について求めた吸収エネルギー遷移曲線である。微細なフェライト・パーライト混合基地組織のP-2は、一般の熱処理によって得られるパーライト基地組織のP-1に比べてじん性が増した。しかし、他のフェライト、オースフェライト基地組織材に比較すれば、やはり高い遷移温度を示している。

一方、オースフェライト基地組織のA-1、A-2は、本実験試料中で最も強じん性に優れており、 T_{FE} でも、パーライト基地組織材に比べてさらに低い温度にある。しかし、一般のフェライト基地組織材に比べるとやや劣る傾向が見られる。このような観点から、オースフェライト基地組織材の遷移温度をより低温度側に移行できれば、優れた低温用材料の開発が期待できると考えられる。例えば、前述のようにフェライト基地組織材では、前熱処理としてマルテンサイト基地組織にすることでフェライト結晶粒が細粒化し、さらに2次黒鉛粒子も析出することにより、遷移温度は著しく低温度側へ移行する。

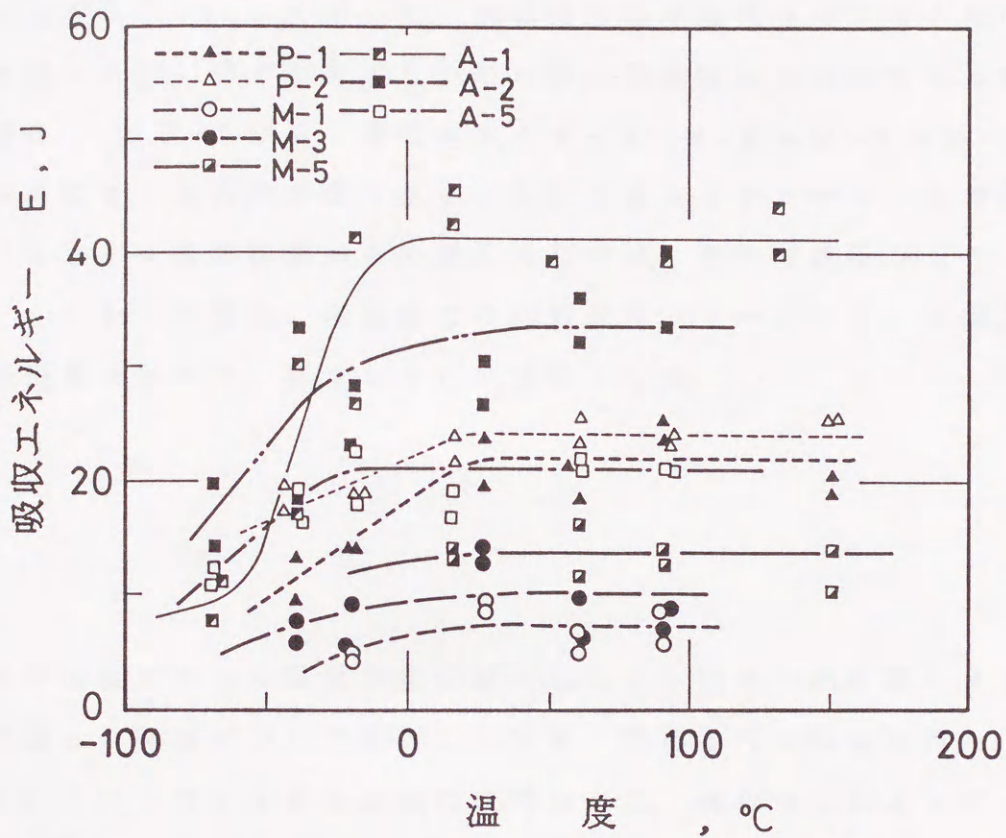


図 2-7 代表的なパーライト，マルテンサイト，オースフェライト基地組織材の吸収エネルギー遷移曲線

このため，オースフェライト基地組織材でも，このような方法で遷移温度をより低温度側へ移行させることができるのではないかと考え，A-5の熱処理を行った。しかし，A-1，A-2に比べて， E_u の値は半減し，遷移温度も高温度側へ移行する結果となった。これは，例えばオースフェライトとフェライト基地組織とでは，じん性に及ぼす黒鉛粒子数の影響が異なることも予想される。さらに，前述のように，F-7に比べてF-5で著しい遷移温度の高温度側への移行が見られる。このような場合，オーステナイト域からの冷却過程によるフェライト化が，じん性向上に不利となる現象として反映しているかも知れない。今後，検討の余地がある問題といえよう。

一方，マルテンサイト基地組織材では，一般に低応力ぜい性破壊を示し，著しくぜい弱で，温度による吸収エネルギーの遷移も明り

ようには現れない。したがって、前組織を種々変化させてじん性の向上を図ったが、必ずしも著しいじん性の増大は認められなかった。この場合、図2-7から、吸収エネルギーは $M-5 > M-3 > M-1$ のようになり、焼入れを繰り返すことによるマルテンサイトの微細化とフェライト基地組織からの焼入れ処理が、良好な結果を与えている。しかしこの場合、高温度での均質化は、オーステナイト結晶粒を成長させるため、好ましくない結果となる。

2. 4 結 言

従来不明確であった球状黒鉛鑄鉄のじん性と種々の熱処理による基地組織との関係について検討した結果、次のような結論を得た。

(1) フェライト基地組織材の場合には、焼ならしによって一度パーライト化した後、 A_1 変態下限温度下でのフェライト化を行えば、よりフェライト結晶粒が細粒化し、じん性が増加する。また、前組織をマルテンサイト基地組織として、その後フェライト基地組織とする場合には、 A_1 変態温度以下で焼なましすることにより、遷移温度を著しく低温度側へ移行させ得る。ただし、この場合は、延性域の吸収エネルギーが減少した。また、高温度のオーステナイト域での均質化処理も、遷移温度を下げるために有効であった。

(2) オースフェライト基地組織材で、短時間オーステナイト化し、焼入れを繰り返すことによる前組織の微細化は、じん性を著しく向上させるまでには至らなかった。しかし、オースフェライト基地組織材は、フェライト基地組織材に相当する吸収エネルギーを示し、しかも、強度的に優れており、最も強じん性を持っていることが確認された。

(3) マルテンサイト基地組織材では、高温のオーステナイト域での均質化処理や、短時間オーステナイト化後の焼入れによる

組織の微細化は、鋼におけるような顕著な効果が得られなかった。これは、鋳鉄では基地組織の炭素含有量が高く、高炭素マルテンサイトを生成しやすいためである。しかし、後者の短時間オーステナイト化後の焼入れでは、じん性が改善される傾向が認められ、特に前組織がフェライトの場合に有効であった。

第 3 章

フェライト化処理球状黒鉛鑄鉄 における熱処理履歴の影響

3. 1 緒 言

前章においては、球状黒鉛鑄鉄の強じん化策についてさまざまな熱処理操作を組み入れて検討した結果、鋼と同様に鑄鉄の熱処理履歴が、その後のじん性に大きく影響することが明らかとなった。なかでも、フェライト及びオースフェライト基地組織材は、鑄鉄材料に最も大きなじん性を付与する注目すべき結果を得た。しかし、フェライト基地組織材は、他の基地組織材に比べて強度の低いことが難点であるが、熱処理による前組織の調整はフェライト結晶粒の細粒化及び2次黒鉛粒子の析出で顕著な低温じん性の改善効果を認めた。

一般に、鑄鉄の代表的な基地組織は、フェライト及びパーライト組織で、特にフェライト基地組織は最も優れた延性が得られるという利点を持っている。また、フェライト基地組織を持つ鑄鉄は、低温でのじん性が良好であり⁶⁶⁾⁷²⁾⁷³⁾、使用済核燃料輸送・貯蔵用容器(キャスク)材にも実用されている⁷⁴⁾。このため、球状黒鉛鑄鉄のじん性を向上させる目的で、フェライト化焼なまし熱処理が行われる。しかし、同じフェライト基地組織であっても、鑄造時の凝固過程(冷却速度による組織変化)の影響や熱処理が行われる前の組織状態によって最終のマイクロ組織が変化し、じん性に影響を与える³⁴⁾といわれている。

そこで、本章では、より強じんなフェライト基地組織の球状黒鉛鑄鉄を得るために、いかなる前組織のものがじん性向上に有効であるかを詳細に実験して、検討を加えた。

3. 2 実験方法

3. 2. 1 供試材

実験に使用する供試材は、2000kgの溝型低周波誘導電気炉で溶製した。黒鉛の球状化処理は、Fe-Si-4.5%Mg合金を球状化処理剤として1.5%添加し、置注(つ)ぎ法によった。

溶湯は、球状化処理後にY型ブロック形状の炭酸ガス鋳型(試料の採取部寸法: 40x60x200mm)に鋳込んだ。このときの供試材の化学分析値を表3-1に示す。供試材は、鋳放し状態でブルスアイ組織を示していた。なお、供試材は鋳放しでFCD500に相当するものであった。

表3-1 供試材の化学組成

(重量%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mg
3.28	2.84	0.31	0.051	0.007	0.033	0.049

3. 2. 2 熱処理

供試材は、熱処理後に試験片の幅を5mmとしたハーフサイズのシャルピー衝撃試験片とするため、7x12x55mmの寸法に切り出し、熱処理用の試料とした。熱処理は、図3-1に示す熱処理工程で行った。まず始めに熱処理は、鋳造時の影響をできる限り少なくして組織を均質にするために、900℃で4時間の加熱・保持した後に炉冷して、680℃で7時間保持し、さらに室温まで炉冷する(a)の2段フェライト化焼なまし熱処理によって、基地組織を完全にフェライト化した。

この完全フェライト化材をもとにして、(b)に示す熱処理で前

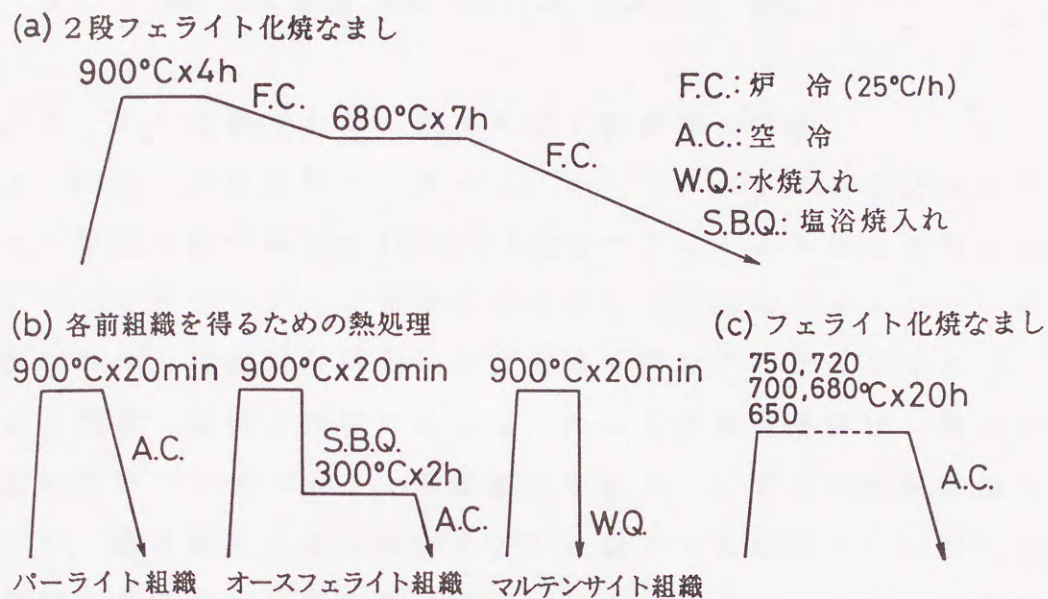


図 3 - 1 各熱処理工程の詳細

組織をパーライト、オースフェライト及びマルテンサイトの各組織とした。その後、各前組織を持つ試料を650～750℃までの温度域で、それぞれの温度に20時間恒温加熱・保持して、フェライト基地組織とした〔図3-1, (c)〕。なお、本実験に用いた供試材の(フェライト+オーステナイト： $\alpha + \gamma$)温度域は、種々の温度に加熱・保持した後に水焼入れして、金属顕微鏡による組織観察と硬さ測定の結果、760～870℃の温度範囲を示した。

3. 2. 3 シャルピー衝撃試験

衝撃試験は、それぞれの熱処理を施した試料をハーフサイズの無みぞ試験片(5x10x55mm)に加工した後、容量98.1Jの計装化シャルピー衝撃試験機によって行った。試験温度は、-140～+90℃までの温度範囲とした。温度の調整には、液体窒素、エチルアルコール、イソペンタン及びマシン油を用いた。

3. 3 実験結果および考察

3. 3. 1 室温でのじん性に及ぼす前組織の影響

図3-2は、前組織がパーライト、オースフェライト及びマルテンサイト組織を持つ試料を650℃と720℃でフェライト化した場合と、鑄放し後に2段フェライト化焼なましをした試料の、シャルピー衝撃試験における代表的な荷重-変位曲線の例を示したものである。

室温の場合、試料の破壊に必要とした最大破壊荷重値は、焼なまし温度の低いマルテンサイト前組織材を除き、いずれの熱処理法によっても、前組織による影響が大きくは認められなかった。むしろ、各前組織による差は、変位量（延性）に認められた。また、2段フェライト化焼なましをした試料は、破壊時のき裂発生・伝ばの過程

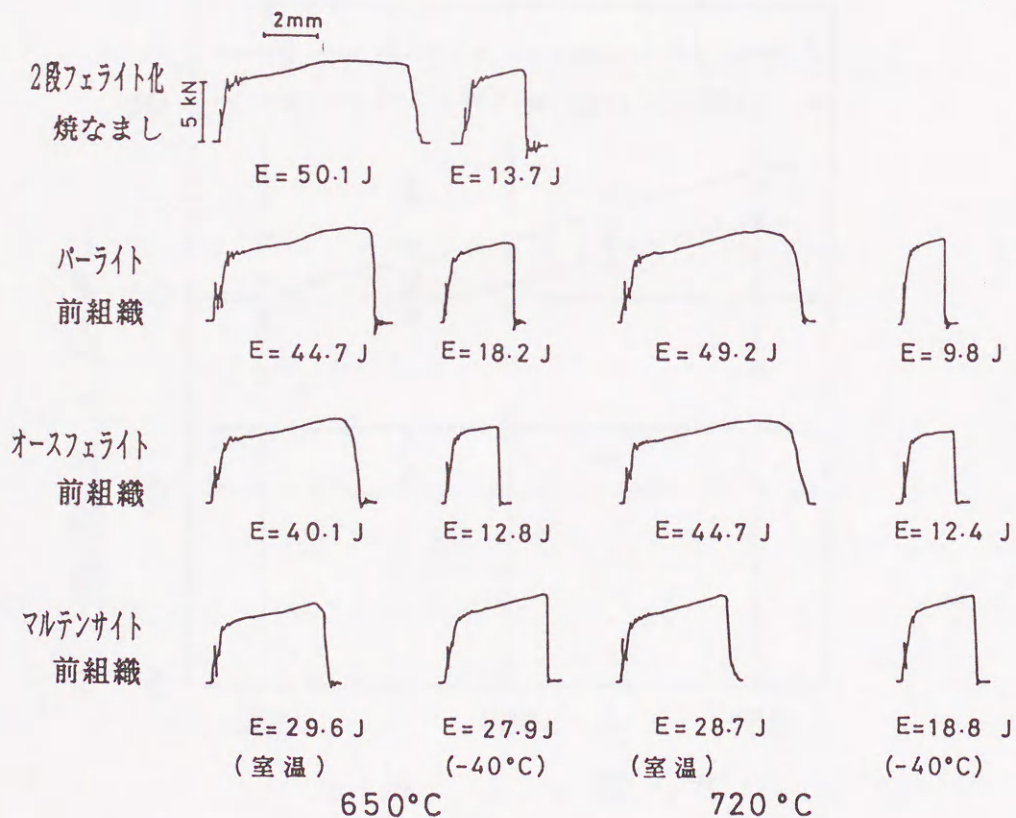


図3-2 代表的な各フェライト化材の荷重-変位曲線例
(E: 吸収エネルギー)

が明りょうに現れた。しかし、前組織を変えた場合には、き裂発生に要するエネルギーが大部分を占めており、き裂の伝ば抵抗が小さいことが明らかとなった。このことは、前組織の基地中に、固溶あるいは析出していた炭化物が20時間の恒温加熱・保持をともなうフェライト化焼なまし過程で、2次黒鉛粒子として分解し、共晶セル境界や結晶粒界で黒鉛の成長が起こること⁷⁵⁾や、一部の炭化物や不純物元素(P, Sなど)が旧オーステナイト粒界や共晶セル境界に残留または偏析することと関係があるものと推定される。また、前組織の違いによって、吸収エネルギーにも変化が認められた。

図3-3には、室温における吸収エネルギーへのフェライト化温度の影響を示した。前組織がパーライト、オースフェライトおよびマルテンサイトというように、組織の微細化の程度が進むにつれて、吸収エネルギーは低くなった。これは、図3-4に示す前組織のフ

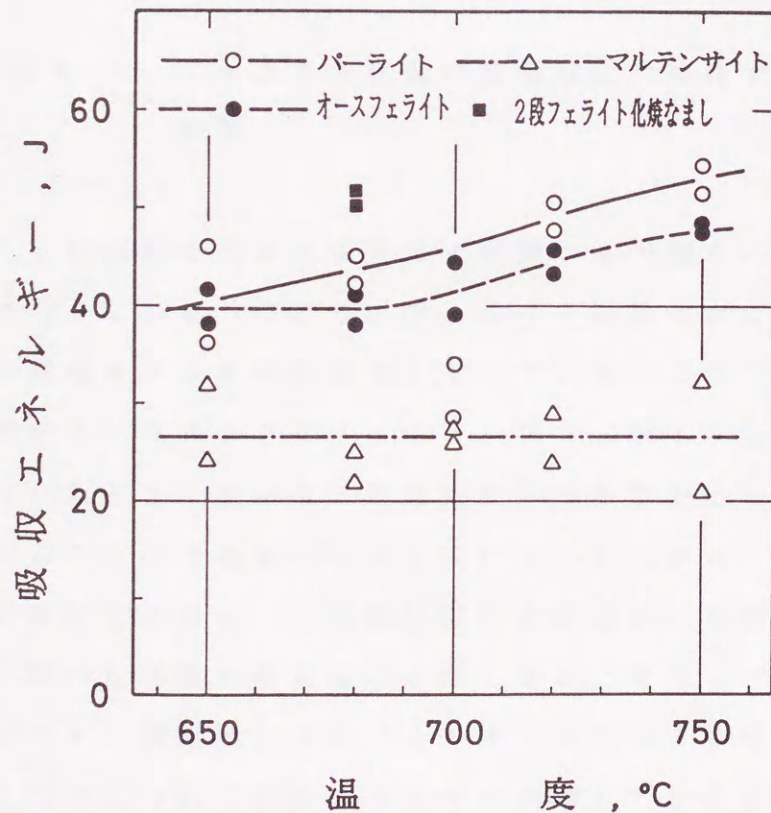


図3-3 各前組織を持つ試料の吸収エネルギーに及ぼすフェライト化温度の影響 (試験温度: 室温)

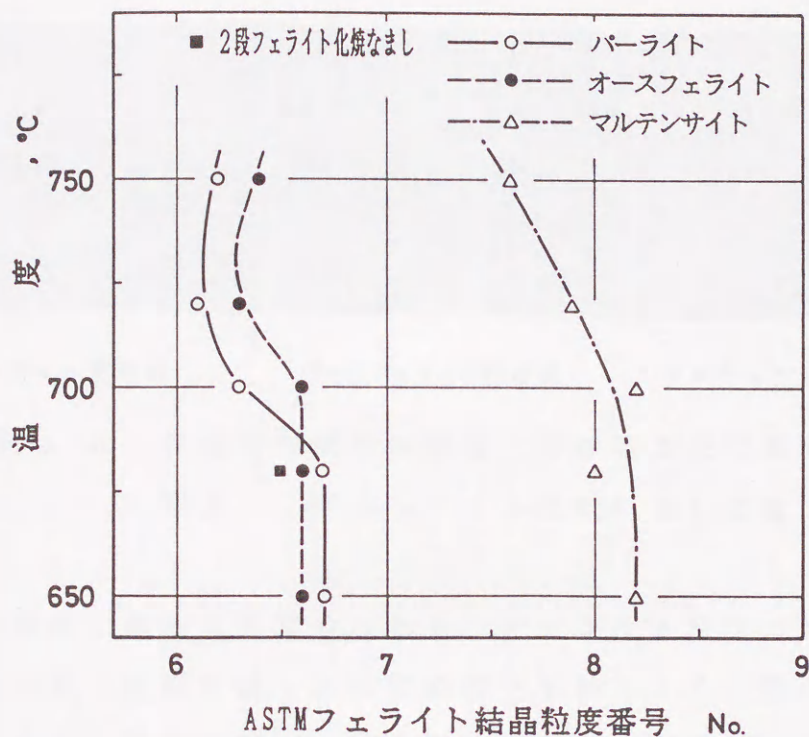
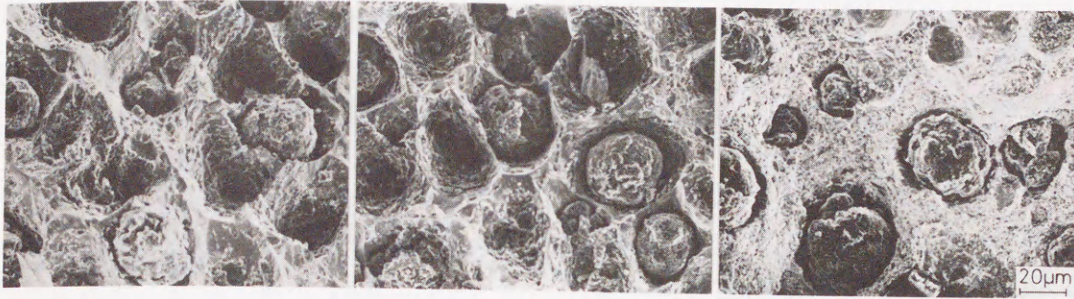


図 3-4 フェライト化後の結晶粒度に及ぼす前組織の影響

フェライト結晶粒の大きさに及ぼす影響から予測されることとは逆の結果になっている。つまり、フェライト結晶粒が粗大な方が、延性域での吸収エネルギーが大きくなっている。このことは、炭素の過飽和度の高いマルテンサイトやオースフェライトからなる組織材を焼なましたときに微細な2次黒鉛粒子が多数析出して、き裂発生の核となることによるものと考えられる。したがって、フェライト結晶粒の細粒化よりも、2次黒鉛粒子の析出によるぜい化の影響の方が強く現れた結果と考えることができる。また、パーライト、オースフェライト前組織からのフェライト化焼なましは、焼なまし温度が高くなるにつれて吸収エネルギーが増していく傾向を示した。これは、未溶解炭化物の基地への固溶や不純物元素の偏析が高温での処理によって低減するためであろう。

このようなじん性への影響は、図 3-5 に示す走査型電子顕微鏡



パーライト前組織

オースフェライト前組織

マルテンサイト前組織

図 3-5 代表的な試料の破面における走査型電子顕微鏡
写真 (フェライト化焼なまし温度: 720°C)

による観察によっても認められた。パーライトやオースフェライト前組織を持つ試料には、球状黒鉛粒子を核とする巨視的なディンプルが見られ、黒鉛界面でのほく離状況から、延性域での高じん性が予測される。

一方、マルテンサイト前組織材では、小さな2次黒鉛粒子を核とする微細なディンプルが非常に数多く認められ、巨視的なディンプル間での割れを平坦化して、吸収エネルギーの低下をもたらしていると考えられる。

J. H. Gittus⁶⁷⁾は、各前組織を持つ球状黒鉛鑄鉄を、フェライト化するための焼なまし温度とフェライト結晶粒度との関係について研究している。彼の結果によれば、フェライト化における前組織のフェライト結晶粒の細粒化効果は、オースフェライト前組織材で最も大きく、結晶粒の大きさが細かくなっている。また、マルテンサイト前組織材では、粗大な結晶粒となることが示されている。

しかし、本実験ではこのような結果が得られなかった。むしろ、前組織が微細な組織を持つものは、その後得られるフェライト結晶粒の直径も微小なものとなるようである。

図 3-6 は、前組織の最大破壊荷重値に及ぼす焼なまし温度の影響を示したものである。パーライトやオースフェライトの前組織を

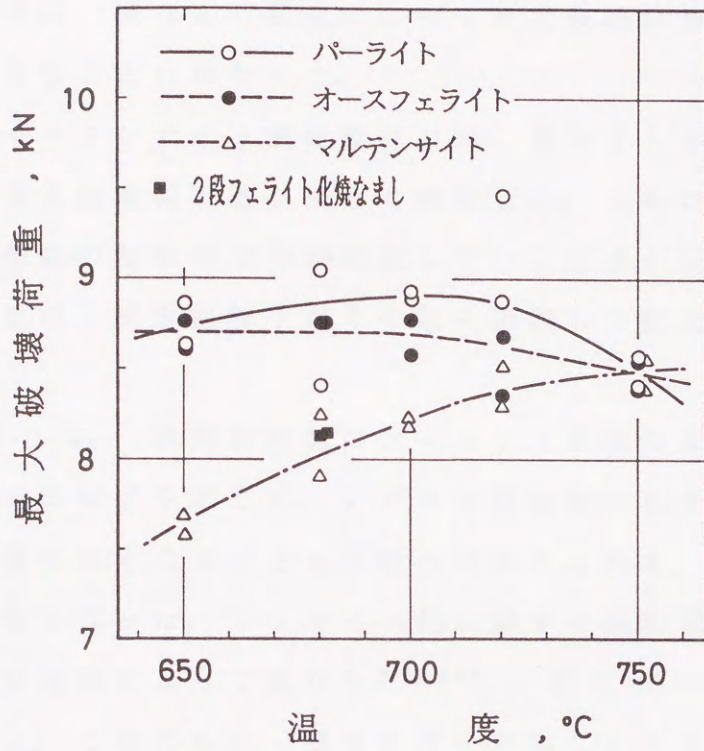


図 3 - 6 各前組織を持つ試料の最大破壊荷重に及ぼす
フェライト化温度の影響 (試験温度: 室温)

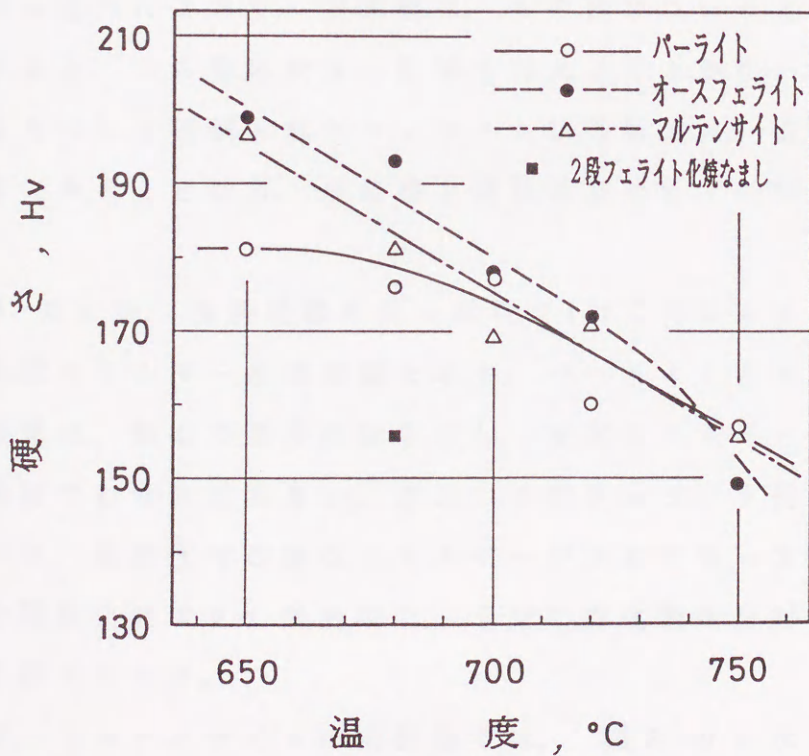


図 3 - 7 フェライト化後のビッカース硬さに及ぼす
前組織の影響

持つものでは、焼なまし温度によって最大破壊荷重値が大きく影響されるようなことはなかった。

一方、マルテンサイト前組織材では、焼なましの温度が高くなるとともに最大破壊荷重値が大きく増加した。これは、焼なましによって、前組織の基地中で強制固溶していた炭素が黒鉛として析出するが、多数の2次黒鉛粒子がその後凝集して粗大化するためと考えられる。

図3-7には、各前組織材のフェライト化焼なまし温度とビッカース硬さとの関係を示した。いずれの前組織の場合においても、焼なまし温度が高くなるとともに硬さは小さくなり、前組織の差による影響もなくなった。フェライト化に要する前組織の再加熱・保持時間は、前組織によって異なり⁶⁷⁾⁷⁶⁾、図3-7の傾向も同様の現象であろう。このために、硬さの違いが生じたと考えられる。

3. 3. 2 遷移特性に及ぼす前組織の影響

前項に述べたとおり、前組織は、その後フェライト化焼なまし処理すると、じん性に大きく影響を与えることが明らかになった。このようにして処理されたフェライト基地組織は、低温でのじん性が良好であることから、前組織と遷移温度特性との関係が重要である。

図3-8には、各前組織を持つ試料を650℃でフェライト化した場合の吸収エネルギー遷移曲線を示す。パーライトとオースフェライト前組織は、類似の遷移曲線を示し、吸収エネルギーはパーライト前組織材でわずかに大きい。また、2段フェライト化焼なましをした試料は、高温での吸収エネルギーが大きくなっている。これは、2段の黒鉛化焼なまし熱処理で、十分な炭化物の分解が行われたことが主因であろう。

一方、マルテンサイトの前組織では、図3-9に示されるように、焼なましによって炭素を過飽和に固溶したマルテンサイトから、細かい粒状の2次黒鉛粒子が多数析出した組織となった。このため、

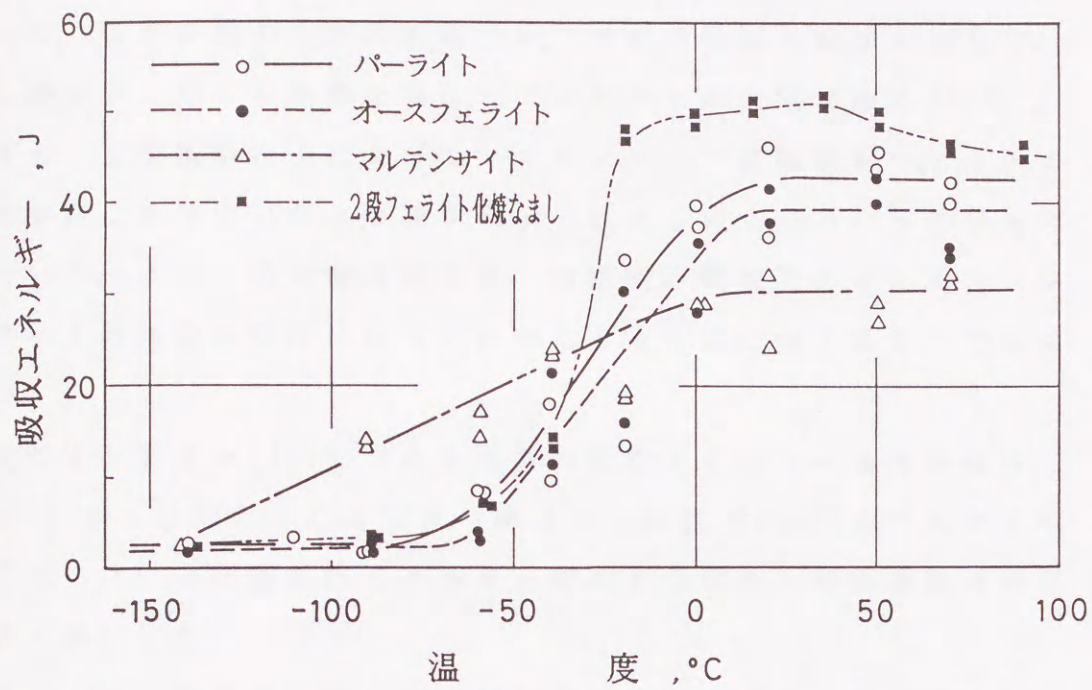


図 3-8 2 段フェライト化焼なまし及び 650°C でフェライト化した場合の吸収エネルギー遷移曲線

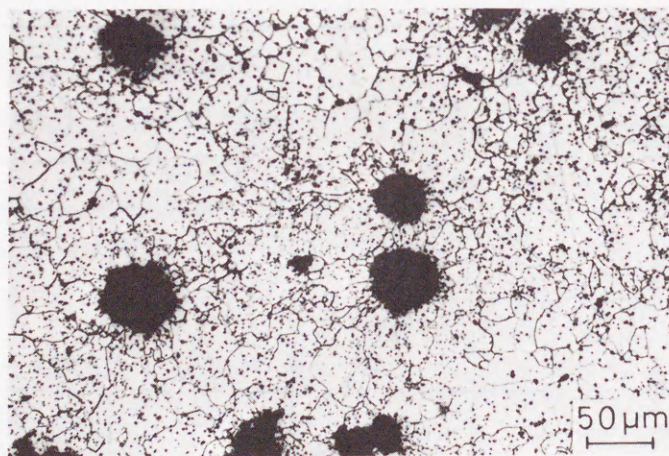


図 3-9 マルテンサイト前組織を 650°C でフェライト化焼なましをした場合のマイクロ組織

上部棚吸収エネルギーは、2 次黒鉛粒子の析出によって、黒鉛からの延性き裂の発生が起こりやすくなる⁷²⁾ために低くなった。しか

し、遷移曲線は、緩やかな曲線を描いて低温度側へ移行している。これは、この多数の2次黒鉛粒子が、き裂の成長・伝ばに対して、逆に障害物としての役割を果たしていることが一因である⁽⁷²⁾⁽⁷⁷⁾。つまり、2次黒鉛粒子によってマルテンサイト前組織材は、き裂の発生が起こりやすいが、き裂が合体・成長しにくいという特徴を与えている。また、低い遷移温度は、前組織が微細であるために、フェライト結晶粒も微粒になっていることも一因と考えることができる。

焼なまし温度が720°Cである場合の吸収エネルギー遷移曲線を、図3-10に示した。ここでは、焼なまし温度が650°Cよりも高くなったために、上部柵吸収エネルギーが大きくなり、遷移曲線は高温側へ移行した。

ところで、焼なまし温度が720°Cのマルテンサイトの前組織材では、上部柵吸収エネルギーの増加がわずかであり、遷移曲線は高温側へ移った。これは、マルテンサイト前組織材の低い遷移温度の

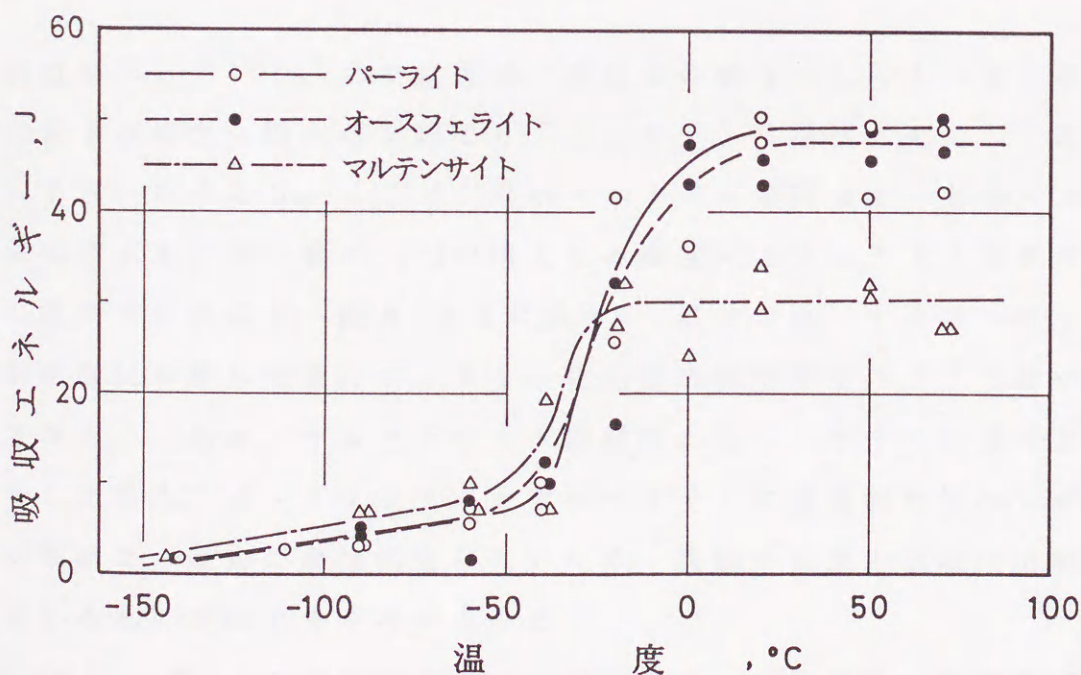


図3-10 720°Cでフェライト化した場合の吸収エネルギー遷移曲線

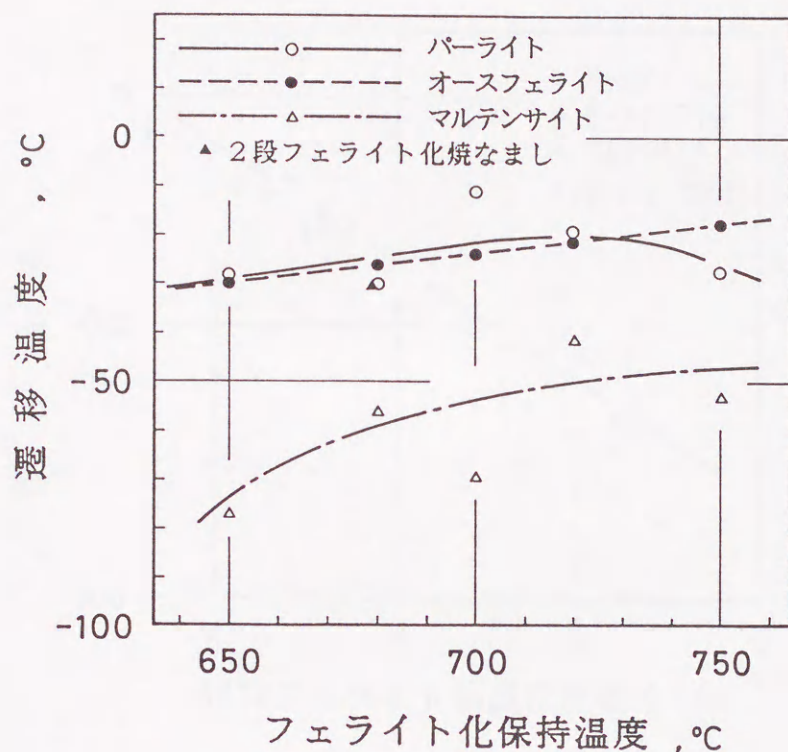


図 3-11 遷移温度に及ぼすフェライト化温度と前組織の影響

特徴を失っている。この原因は、高温での焼なましによって2次黒鉛粒子の凝集・粗大化が起こり、フェライト結晶粒も成長して粗大化するためである。ここで、吸収エネルギー遷移温度（上部・下部棚吸収エネルギー値の1/2の値となる温度）とフェライト化焼なまし温度との関係を、図3-11に示す。ここでは、マルテンサイト前組織材が最も敏感にフェライト化温度の影響を受けることが注目される。これは、マルテンサイト前組織からフェライト化焼なましをした場合、オースフェライトやパーライトの前組織に比べて組織が微細で、炭素の過飽和度が高いため、黒鉛の析出と組織の分解が速いことに起因すると考えられる。

一方、図3-12に示すようにフェライト結晶粒度と遷移温度との関係には、両者の間に良い相関が認められた。したがって、フェライト基地組織の低温じん性を考える場合には、鋼と同様に、フェ

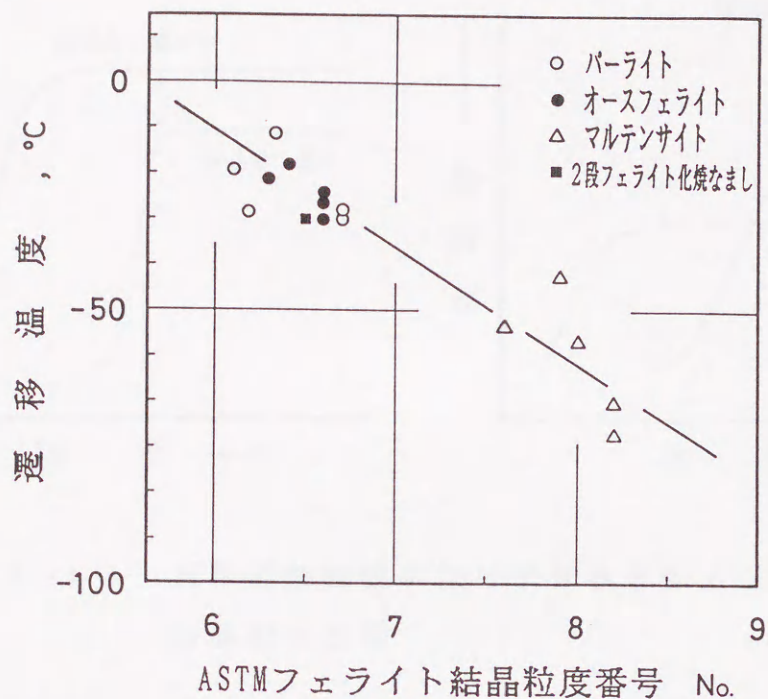


図 3-1-2 フェライト化後の結晶粒度と遷移温度との関係

ライト結晶粒の細粒化が大きな要因となる。これには、熱処理履歴がじん性に影響を及ぼすことに配慮が必要なこと、ならびにマルテンサイト組織からフェライト化焼なましをした場合には、結晶粒の細粒化とフェライト化にともなって析出する多数の2次黒鉛粒子がき裂の伝ばを阻止する働きをすることによって、遷移特性に影響を与えるという点が特に注目される。

最後に、フェライト型球状黒鉛鋳鉄の衝撃遷移特性についてまとめると、図 3-1-3 に示す模式図のようになる。基地組織は、結晶粒が細粒化するほど高強度・高じん性となり、また黒鉛寸法が小さく、数が増すほど低温じん性が得られる。マルテンサイト前組織からのフェライト化は、極めて微細な結晶粒となり、高炭素のマルテンサイトの焼なましで多数の2次黒鉛粒子を析出し、延性域での衝撃値を減じるが、遷移温度をいっそう低温度へ移行することが判明

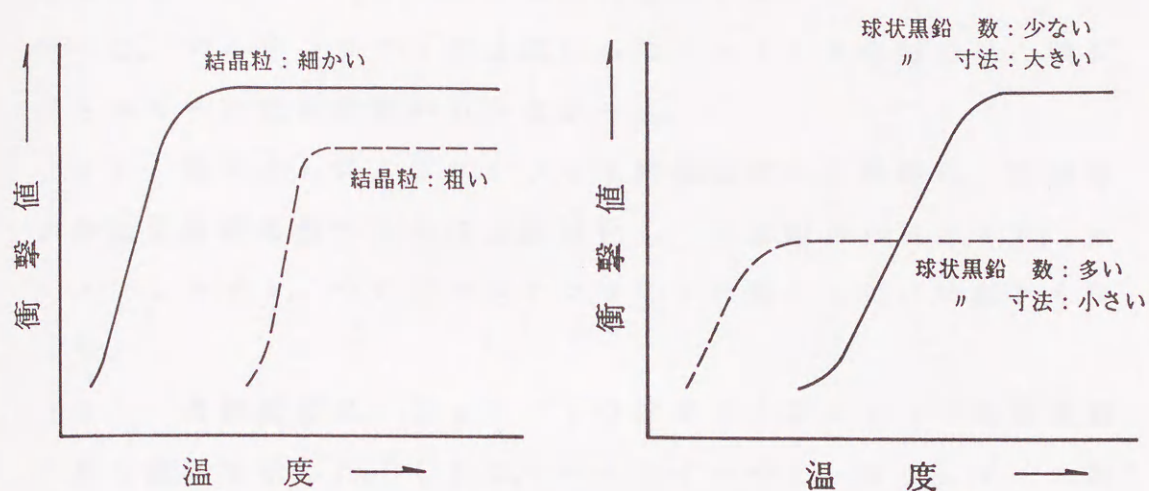


図 3 - 1 3 衝撃遷移特性に及ぼす球状黒鉛とフェライト
結晶粒の影響

した。しかし、パーライト、オースフェライト前組織からのフェライト化は、長時間の焼なましで粗い結晶粒と2次黒鉛粒子が凝集・粗大化して衝撃値を増加する。すなわち、結晶粒の細粒化は、き裂の発生や伝ば抵抗を増すことになるが、基地中に固溶された炭素が2次黒鉛粒子として多数析出し、き裂発生の核となることにより延性域での衝撃値を減少させることになる。黒鉛の存在は、低温度域でもき裂の発生を起こりやすくするが、き裂の合体・伝ばの阻止に効果を与える。

3. 4 結 言

球状黒鉛鑄鉄の熱処理履歴が、実用性の大きいフェライト基地組織材のじん性に及ぼす影響について特に検討を行った。この結果、次のような知見を得た。

- (1) パーライトやオースフェライトの前組織からフェライト化した鑄鉄のじん性は、焼なまし温度が高くなるにつれて、室温

での吸収エネルギーが増加する傾向を示した。

一方、マルテンサイト前組織からのフェライト化材では、吸収エネルギーに変化は認められなかった。

(2) 焼なましによるフェライト結晶粒度への影響は、前組織が微細な組織を持つものほど細粒化し、前組織がパーライト、オースフェライト、ついでマルテンサイトの順にしだいに細かくなった。

(3) 遷移温度は、フェライト化温度の上昇によって高温側へ移る傾向を示した。しかし、パーライトやオースフェライト前組織材では、この傾向はわずかであった。

(4) マルテンサイト前組織材では、フェライト結晶粒の細粒化や2次黒鉛粒子の析出によって遷移温度は低くなり、さらに、焼なまし温度による遷移温度の変化が大きくなった。マルテンサイト前組織は、遷移温度を低くするには有効であったが、上部棚吸収エネルギーを低下する点が問題である。

第 4 章

鑄放し球状黒鉛鑄鉄のじん性に及ぼすニッケル及びモリブデン添加の影響

4. 1 緒 言

球状黒鉛鑄鉄は、構造用炭素鋼にも匹敵する機械的性質を持つことで、鑄鉄材料の中で盛んに使用されている主力材料のひとつである。最近では、その特徴を生かして、さらにより強じんな鑄鉄材料を得るために、いくつかの研究・開発⁷⁴⁾⁷⁸⁾が行われている。なかでも、脚光を浴びている球状黒鉛鑄鉄のオーステンパ熱処理は、鍛鋼品や鑄鋼品及び構造用鋼等の代替材料として、機械動力伝達部品などへの使用²⁾¹⁸⁾も認められ、その用途も拡大されてきている。

近年、鑄鉄の強じん化は、黒鉛形態を主体としたものから、より信頼性の高い材料を得るために基地組織を改善して、性質の向上を図ることに主眼が置かれるようになってきた。その効果ある方法として、熱処理や各種合金元素の添加などが、球状黒鉛鑄鉄の基地組織の強化の手段として極めて重要なものとなりつつある⁷⁹⁾⁸⁰⁾。

すでに、第2章及び第3章では、球状黒鉛鑄鉄に種々の熱処理を施し、熱処理履歴が最終となる基地組織の強じん化について明らかにした。本章においては、機械的性質の改善に顕著な効果を及ぼすことに関心が持たれるニッケル(Ni)及びモリブデン(Mo)による鑄放しでの組織変化と諸性質の関係について、従来見過ごされる傾向にあった鑄鉄材料の強じん化の立場から研究する。

ところで、一般に鑄鉄材料に使われる添加元素には、Ni, Mo, 銅(Cu), クロム(Cr)などの元素がある。これらの添加元素は、耐熱性、耐食性、耐摩耗性や熱処理性などの改善に従来重点が

置かれていた。しかし、合金元素の添加による基地組織の制御及び強化は、省エネルギー、経済性、材質保証の観点からも、今後の鑄鉄材料の有用性を増す上で重要である。特に、Niは、肉厚感受性をも低減する効果を付与することから、基地組織の強化や信頼性が要求される使用済核燃料輸送・貯蔵容器などの大型厚肉鑄物のじん性や強度確保にも添加が検討されている¹³⁾⁸¹⁾ 一方、Moは、炭化物を安定化する作用を持つが、強いパーライト変態の抑制作用を有し、Niとの併用でオースフェライト変態を起こしやすくするため基地組織の改質に効果を与える。また、NiとMoの両元素は、鑄放し状態でアシキュラー鑄鉄³¹⁾⁻³³⁾として、経済的に厚肉鑄物の強度や耐摩耗性を向上する際に有効なものとして複合添加される場合が多い。つまり、鑄放しでオースフェライト組織を得ることが期待されるもので、その経済性が魅力である。しかし、その詳細については不明の点も多い。

本研究では、基地組織の強じん化に大きな効果が期待されるNi及びMoの少量添加による鑄放し状態での使用の可能性とその最適添加量についての基礎資料を得るため、これら添加元素の鑄放し組織や機械的性質、特にじん性に及ぼす影響を主に計装化シャルピー衝撃試験によって検討したものである。

4. 2 実験方法

4. 2. 1 供試材

実験は、まず始めに鑄放し材の機械的性質に及ぼすNiの影響を調べるため、返り材及び鋼屑を主材料とし、電解ニッケル(99%Ni以上)を加えて、Ni量を0~5%までの6段階に変化させて表4-1(a)の供試材を溶製した。さらに、Ni及びMoの単独または複合添加による影響を調べるため、元湯成分を3.8%C, 2.0%Siに成分調整した溶湯中へ、電解ニッケル及び低炭素フェロモリブデン

(60% Mo以上)を加え, Ni量が0~3.5%, Mo量が0~0.5%の範囲にある20種類の表4-1(b)の供試材を溶製した。

黒鉛の球状化処理は, 置注(つ)ぎ法によって行った。使用した球状化処理剤は, Fe-Si-3%Mg及び3.5%Mg合金であり, 接種処理剤にはFe-50%Si合金を用いた。

表4-1 供試材の化学成分

(a) Niを単独添加した供試材 (重量%)

試料番号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mg	Ni
No. 0	3.61	2.93	0.22	0.015	0.008	0.01	0.035	0.01
No. 1	3.52	2.92	0.22	0.016	0.009	0.01	0.037	1.03
No. 2	3.56	2.97	0.22	0.016	0.010	0.01	0.041	2.20
No. 3	3.44	3.03	0.23	0.017	0.008	0.01	0.040	3.08
No. 4	3.39	3.01	0.22	0.016	0.009	0.01	0.042	4.01
No. 5	3.36	2.95	0.22	0.017	0.010	0.01	0.041	4.83

(b) Ni及びMoを複合添加した供試材

試料記号	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	Mo
0 Ni 0 Mo	3.76	3.01	0.18	0.039	0.010	0.053	0.17	0.00
0 Ni 0.1Mo	3.69	3.01	0.18	0.038	0.010	0.054	0.16	0.08
0 Ni 0.2Mo	3.74	2.98	0.18	0.037	0.011	0.048	0.16	0.16
0 Ni 0.4Mo	3.69	3.06	0.19	0.038	0.012	0.057	0.15	0.33
0 Ni 0.5Mo	3.69	2.99	0.19	0.036	0.011	0.057	0.15	0.48
1 Ni 0 Mo	3.72	3.06	0.20	0.028	0.010	0.053	1.00	0.01
1 Ni 0.1Mo	3.76	2.91	0.20	0.031	0.012	0.052	1.44	0.10
1 Ni 0.2Mo	3.79	3.00	0.20	0.027	0.011	0.054	1.23	0.23
1 Ni 0.4Mo	3.82	3.10	0.20	0.027	0.009	0.057	1.19	0.37
1 Ni 0.5Mo	3.65	2.94	0.19	0.036	0.010	0.053	0.81	0.47
2.5Ni 0 Mo	3.84	2.96	0.20	0.028	0.012	0.054	2.25	0.01
2.5Ni 0.1Mo	3.80	2.92	0.20	0.029	0.015	0.054	2.51	0.10
2.5Ni 0.2Mo	3.67	3.05	0.20	0.029	0.012	0.052	2.62	0.18
2.5Ni 0.4Mo	3.79	3.06	0.20	0.028	0.011	0.056	2.28	0.36
2.5Ni 0.5Mo	3.79	2.97	0.19	0.036	0.010	0.057	1.87	0.48
3.5Ni 0 Mo	3.79	2.98	0.19	0.028	0.012	0.057	3.23	0.01
3.5Ni 0.1Mo	3.84	3.13	0.19	0.027	0.011	0.064	3.22	0.07
3.5Ni 0.2Mo	3.65	3.17	0.21	0.028	0.012	0.061	3.71	0.15
3.5Ni 0.4Mo	3.73	3.19	0.20	0.029	0.012	0.061	3.23	0.38
3.5Ni 0.5Mo	3.71	3.11	0.19	0.037	0.011	0.057	3.08	0.51

なお、本実験に使用した供試材は、600kW、1200Hz、溶解量1000kgの中周波誘導電気炉にて溶解した。溶湯は、球状化处理後にJISの球状黒鉛鑄鉄品の規格にしたがってY型ブロック形状をしたB号の炭酸ガス鑄型に鑄込んだ。供試材の黒鉛球状化率は、80%以上であった。

4. 2. 2 引張及び衝撃試験

引張試験は、インストロン型引張試験機によって、室温にて、ひずみ速度1mm/minで行った。引張試験片は、平行部の長さ40mm、直径5mmの形状に機械加工した。

また、衝撃試験には、容量98.1Jの計装化シャルピー衝撃試験機を用いた。衝撃試験片は、2mmのU字形の切欠き溝を持つ10x10x55mmのJIS3号試験片に機械加工したものである。試験は、シリコン油、温水、イソペンタン及び液体窒素を用いて、 $-120\sim+200^{\circ}\text{C}$ の温度に調整した。

4. 3 実験結果及び考察

4. 3. 1 Ni添加の鑄放し材への影響

図4-1は、Ni量と鑄放し材の機械的性質との関係である。Ni量の増加は、引張強さ、耐力やロックウェル硬さを増し、伸びを減じた。Niの添加効果は非常に大きく、1%のNi添加によって、引張強さを約70MPa、耐力を約50MPa高めた。これは、Niの添加により、基地中にパーライト（一部オースフェライト組織を含む：鑄放し材の場合も総称して呼ぶこととする）量が増加し、変形抵抗の大きな硬化相が存在することにより、強度の増加となって現れたと考えられる。

衝撃試験でも同様な結果を示した。図4-2は、鑄放し材のNi量の変化にともなうシャルピー衝撃試験による吸収エネルギー遷移

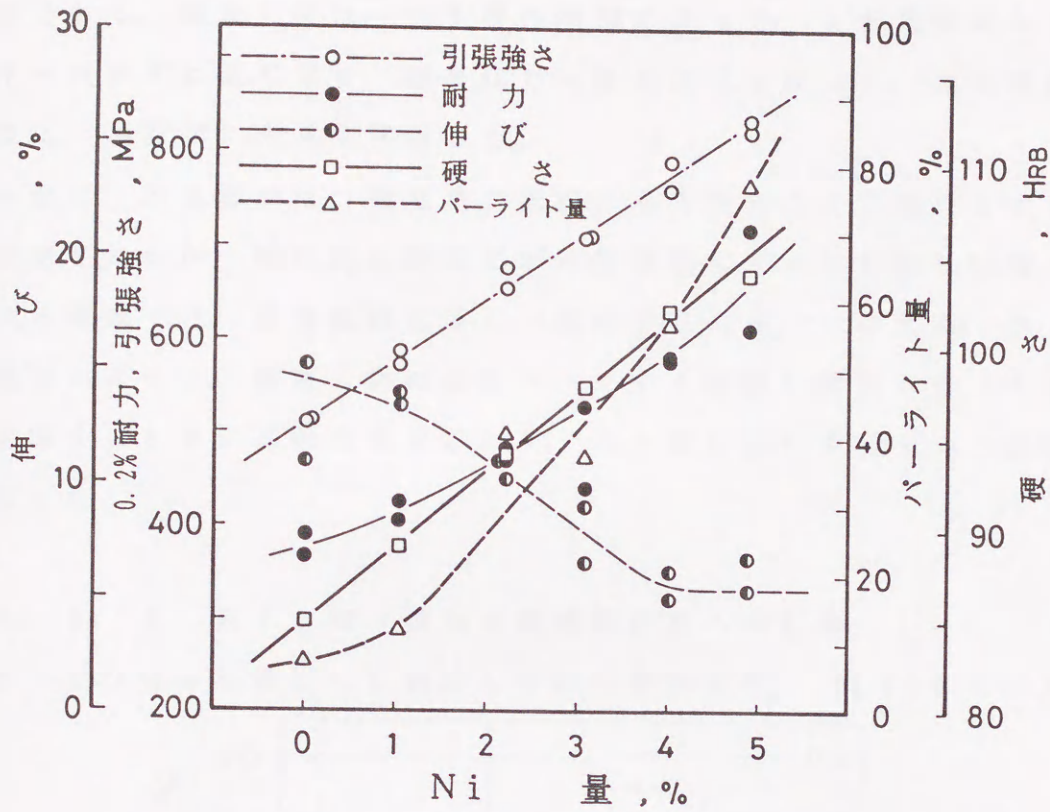


図 4 - 1 鑄放し材の機械的性質に及ぼす Ni 量の影響

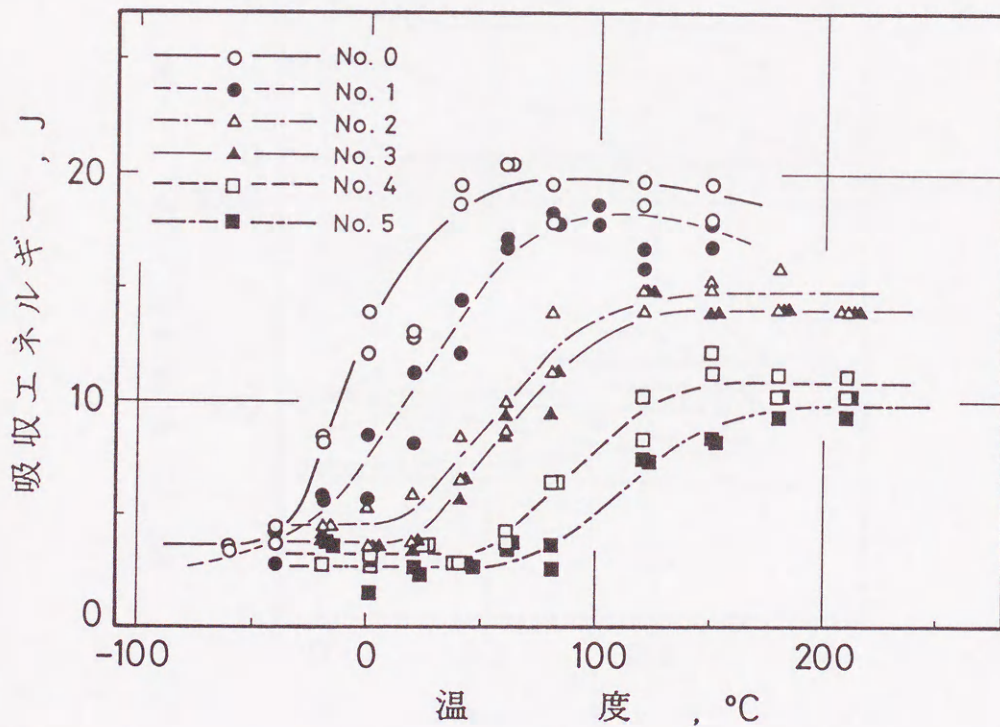


図 4 - 2 鑄放し材の吸収エネルギー遷移特性に及ぼす Ni の影響

特性である。鑄放し材は、Ni量の増加によって、上部棚吸収エネルギーが非常に低くなり、顕著なじん性の低下となった。また遷移曲線は、高温側に大きく移動した。

一般に、Ni添加は、強度及び低温じん性を向上する働きをすると予測されるが、特に炭化物反応が冷却速度によって大きな影響を受ける鑄鉄では、基地組織に著しい変化を与える。このため、Niの増加によって、鑄放し材は主にパーライト組織を増加させ、その量が増すとともに高強度を示したが、じん性は劣化するという結果となった。

4. 3. 2 Ni, Mo添加の機械的性質への影響

Ni及びMoを添加した鑄放し材の引張特性を、図4-3に示し

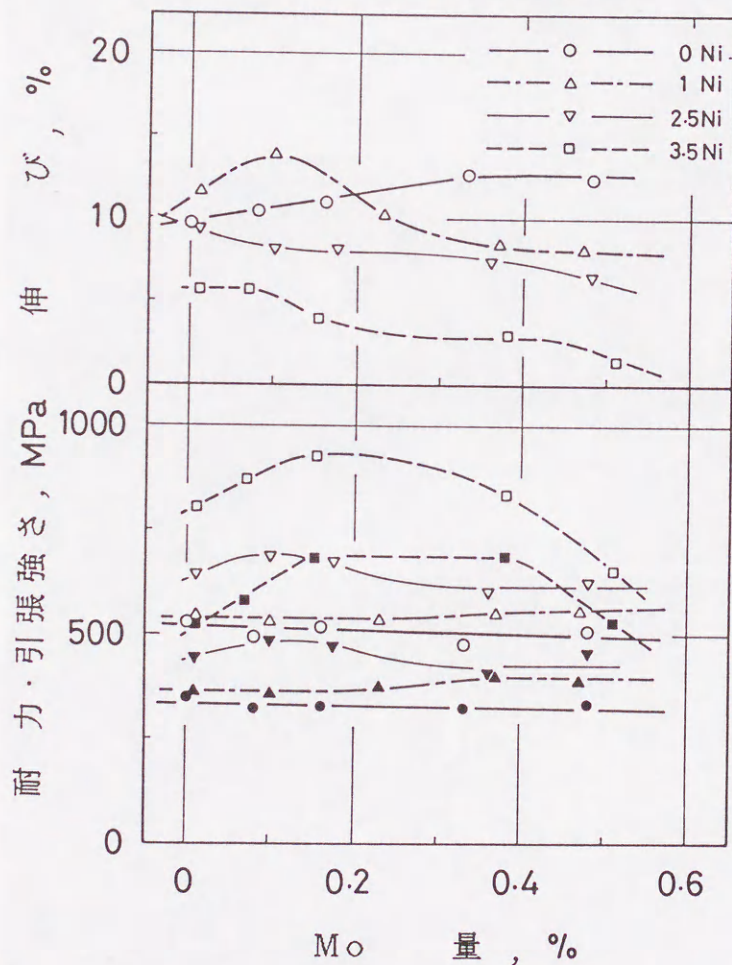


図4-3 Ni, Mo添加による鑄放し材の引張特性
(黒印は耐力を示す)

た。前項と同様に、Niは固溶体強化の働きを強く持つ元素であるため、その量が増加するとともに引張強さ、耐力を高める働きをした。ところで、Moは、片状黒鉛鑄鉄の場合、黒鉛を微細化し、強度を上げる作用を持つ⁸²⁾⁸³⁾とされている。しかし、本実験に用いている球状黒鉛鑄鉄では、耐力と引張強さには大きな影響を与えず、鈴木らの報告⁸⁴⁾と同様に、Moによる効果があまり認められな

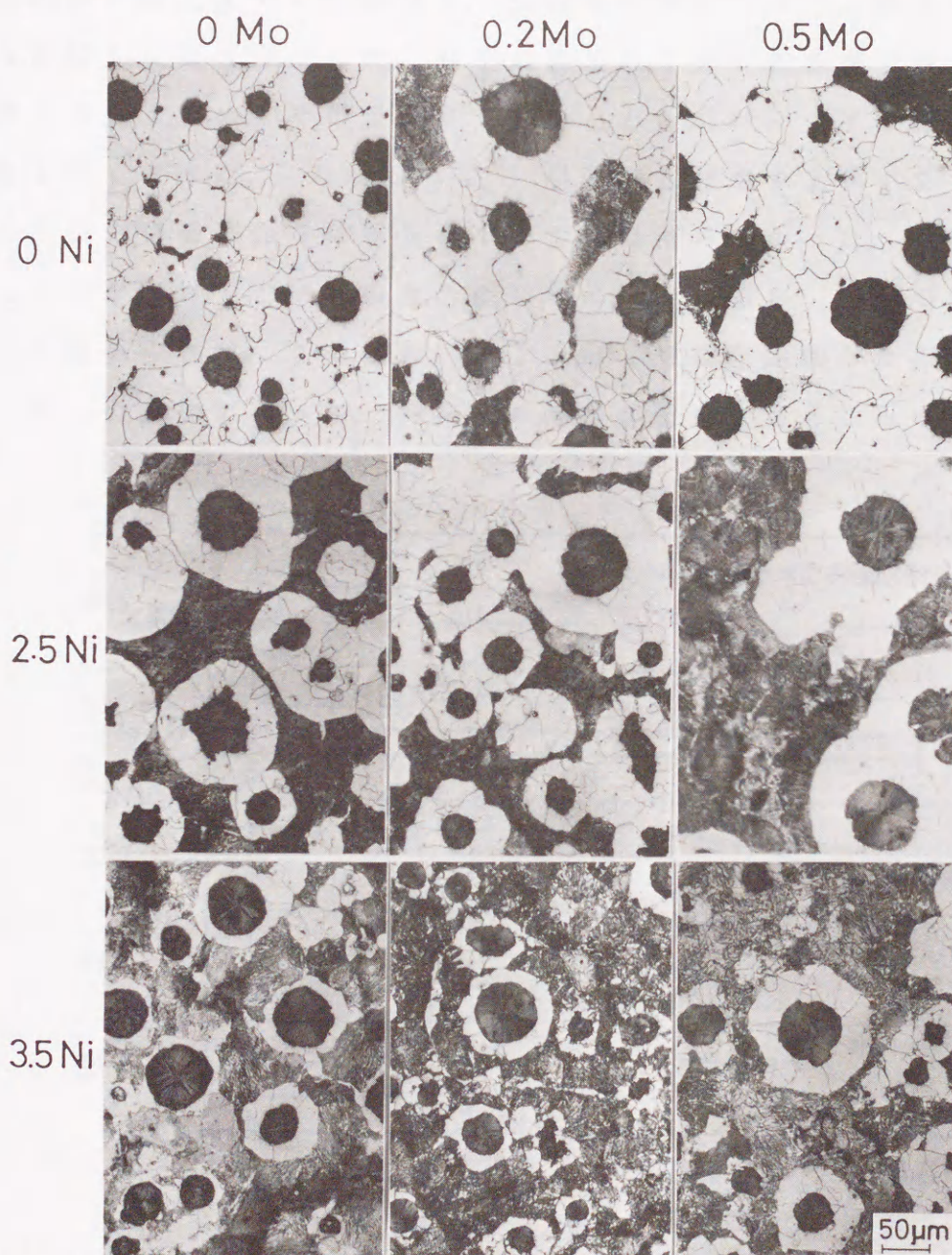


図4-4 Ni, Moによる鑄放し材のマイクロ組織

った。しかし、伸びは、わずかに大きくなった。

また、図4-4に示したNi及びMoを添加した供試材の鑄放し組織においても明らかなように、供試材の基地組織はフェライト基地あるいはブルスアイ型の組織となった。Moを添加した場合には、共晶セル境界に相当するところで微細パーライト組織を示したが、図4-5に示すように、20%にも満たない量であった。このため、基地組織の強化までには達せず、引張強さやビッカース硬さにも大きな影響を及ぼさなかった。Niの添加は、共析変態温度域を下げる働きを持つため、その量が多くなるとともにパーライト組織の生成量も多くなった。このために、引張強さはやや上昇するものの、Ni単独では強じんな性質を示すまでには至らなかった。

ところが、NiとMoの複合添加では、引張強さ、耐力の向上に効果が認められた。この場合、NiとMoを複合添加した基地組織は、Moの添加によって、共晶セル境界に相当するところのパーラ

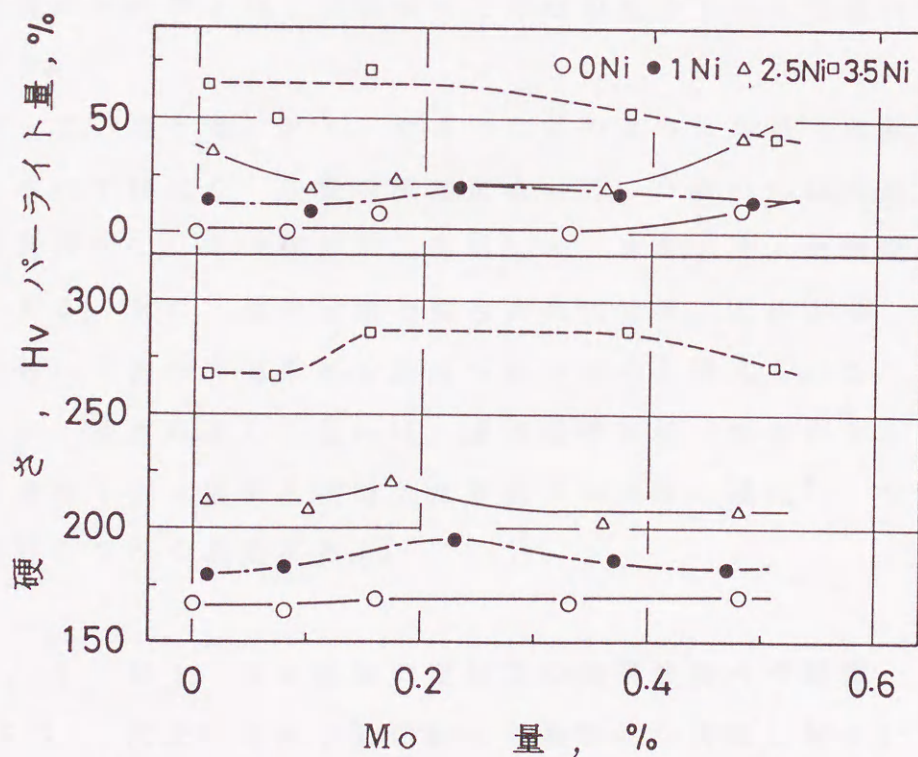


図4-5 Ni, Mo添加による基地組織の変化とビッカース硬さの関係

イトが微細化し、Ni及びMoの量が増すとともにオースフェライト組織も現れた。しかし、NiとMoを複合添加した量によって、引張強さや硬さの最大値は異なる傾向が認められた。このため、鑄放し材の引張特性への影響は、図4-3に示すとおりで、NiとMoの量及び生成される基地組織によって、それぞれ複雑な変化をするようである。

引張強さは、3.5% NiでMo量を0.2%前後に添加した場合に、最も効果が認められたが、過度のMo添加では低減する傾向を示した。これは、鑄放し材に現れる基地中のフェライト及びパーライトの量率が機械的性質に大きな影響を与えることによると思われる。また、Ni及びMoの添加量の増加によってパーライト変態が抑制され、共晶セル境界部にオースフェライトやマルテンサイトをも含む組織が現れた。この場合には、黒鉛周辺部に薄いフェライトリング層が取り巻いており、パーライト・フェライトが混在する組織に比べて、硬さの差の大きい硬・軟両層が存在するため、フェライト相の塑性変形が拘束され、引張強さと伸びの減少となって現れたと考えられる。

したがって、Moは、Ni、CuやCrのように単独での添加効果を持つものではなく、少量の添加によって、ひとつには共晶セル境界中に偏析して、その部分の局所的なオーステナイト化温度の低減を阻止する。また、他の元素と複合合金化することにより、共晶セル内において初めて効果ある働きを持つものと考えられる。

このため、基地の強じん化には、基地組織を単一組織とすることや合金元素のマイクロ偏析を利用した共晶セル境界の強化⁷⁸⁾などについて検討して行く必要がある。

4. 3. 3 Ni, Mo添加の室温での衝撃特性への影響

図4-6は、代表的なNi及びMoを添加した鑄放し材のシャルピー衝撃試験による荷重-変位曲線例を示す。Ni及びMoの無添加材は、フェライト基地組織の特徴である大きな伝ばエネルギーを

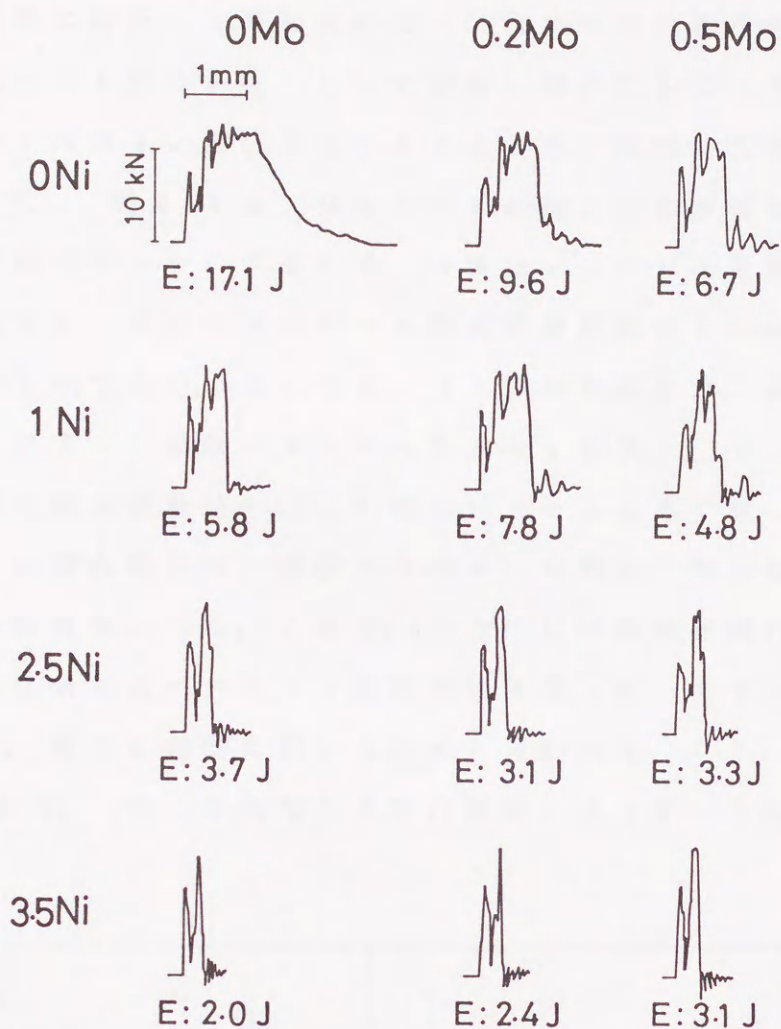


図 4-6 代表的な各供試材の荷重-変位曲線例
(試験温度: 室温, E: 吸収エネルギー)

持つ延性的な波形を示した。

Niの添加は、衝撃特性の改善とはならなかった。これは、基地組織の生成において、鑄鉄中に固溶する炭素とNiが連続冷却変態曲線に大きな影響を与え、しかも後述するように、じん性に及ぼすNiの影響が基地組織によって全く異なった傾向を示すことに起因した現象と思われる。

一方、Moの添加は、引張強さでは変化が認められなかったが、衝撃特性は伝ばエネルギーを次第に小さくする傾向を示した。その

影響は、Ni に比べてわずかな添加量で明白に認められた。Mo は、共晶セル境界に偏析し、その量によってはMo炭化物を生成する作用のために、じん性の劣化となって顕著に現れたものと考えられる。ところが、Mo はNi と複合添加されることで、衝撃特性を改善する傾向を示した。図4-7 は、Mo とNi の複合添加が強度とじん性に及ぼす影響を明らかにするため、計装化シャルピー衝撃試験によって得た結果を、吸収エネルギーと最大破壊荷重値との関係で整理して示したものである。ここでも、Ni の単独添加は、基地中への固溶体硬化によって吸収エネルギーを大きく低下し、その量の増加とともに最大破壊荷重値の変化の幅がますます大きくなった。しかし、Mo との複合添加は、吸収エネルギーを高め、最大破壊荷重を安定にする効果を示した。これは、ひとつには基地組織の生成におけるNi 及びMo のパーライト変態抑制効果（オースフェライト化の促進）が、相互に有効に働いたためと思われる。

図4-8 には、Ni を添加した時の吸収エネルギーとMo 量との

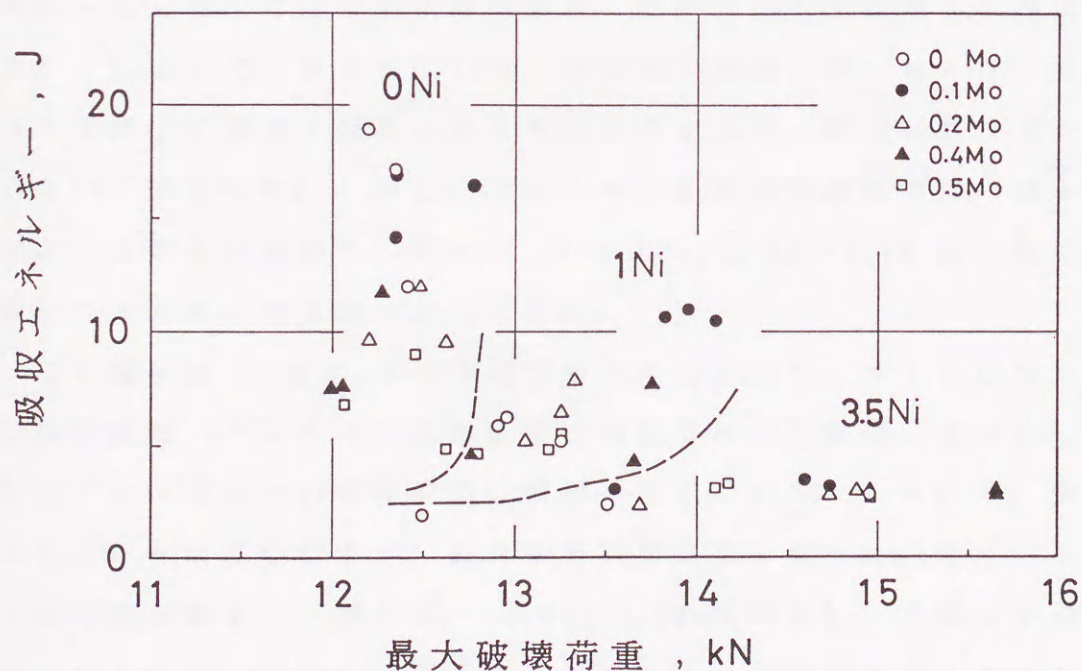


図4-7 Ni, Mo 添加による吸収エネルギーと最大破壊荷重との関係 (試験温度: 室温)

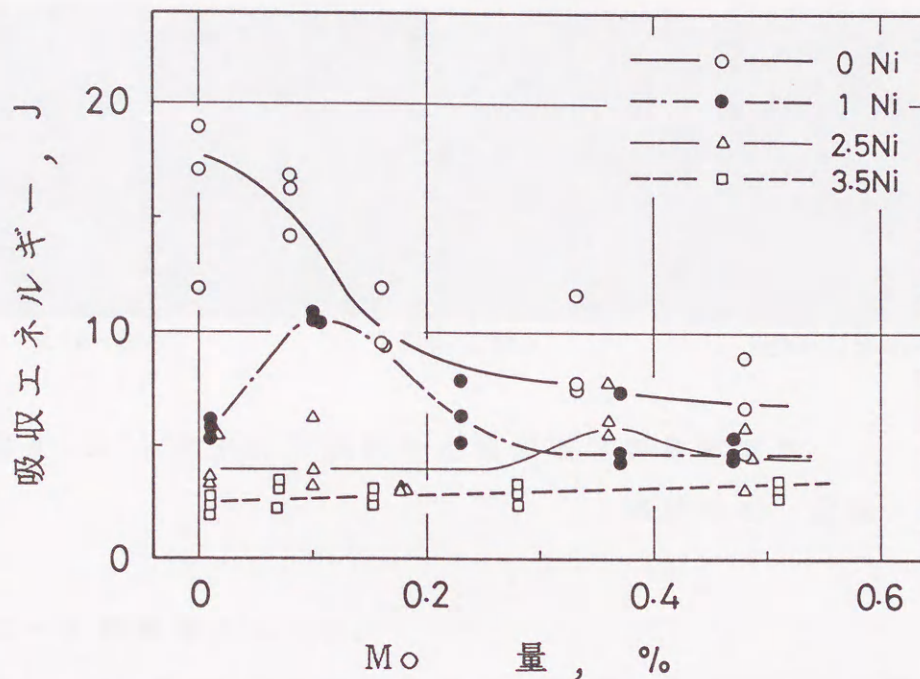


図 4-8 Ni 添加による吸収エネルギーと Mo 量との関係 (試験温度: 室温)

関係を示した。ここでも衝撃特性は、その大部分が基地中に固溶した Ni によって決定されている。基地中に固溶し難い Mo は、共晶セル境界中に濃化・偏析すると考えられるため、吸収エネルギーがしだいに減少した。しかし、Ni と Mo の複合添加材では、Mo 添加による効果が現れた。特に、1Ni-0.1Mo と 2.5Ni-0.4Mo 添加材では、吸収エネルギーの上昇が認められた。

この現象は、図 4-9 の破面観察でも認められ、Ni 及び Mo の無添加材は、フェライト基地組織の特徴である黒鉛粒子を核とした粗大ディンプル状の延性破壊の様相を示している。このため、吸収エネルギーは高くなるが、最大破壊荷重は低くなった。また、Ni と Mo 量が増すと (例えば、3.5Ni-0.5Mo 添加材)、共晶セル境界を中心として一部硬さの高いオースフェライト組織とフェライト組織とが混在するため、黒鉛粒子を取り巻くフェライトリング層でのへき開が明りょうに認められ、結晶粒を貫通するき裂が伝ばした典

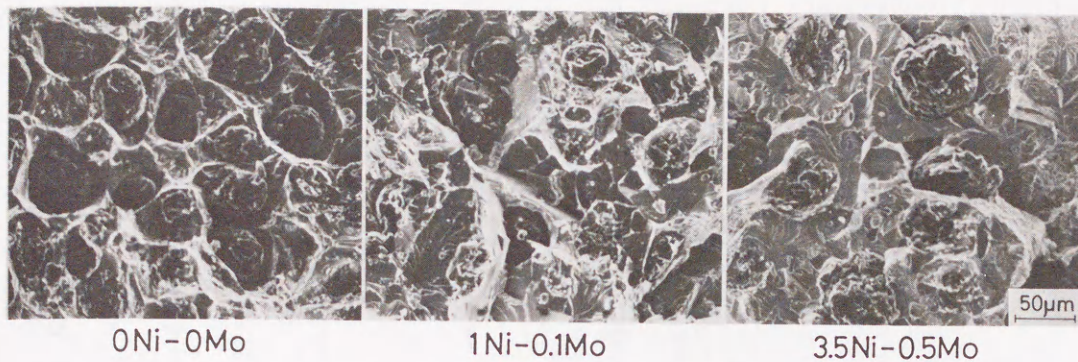


図 4-9 代表的な試料の走査型電子顕微鏡写真

(試験温度: 室温)

型的なへき開破壊となった。

一方、1Ni-0.1Mo添加材の特徴的な吸収エネルギーの増加は、粒界面に沿った複雑なへき開段をともなう擬へき開破壊と、黒鉛を取り囲むフェライトリング層の一部に、微細なディンプルをともなった延性破壊も混在するため、き裂の伝ば抵抗が上昇し、じん性が向上したものと考えられる。

4. 3. 4 衝撃遷移特性に及ぼすNi, Mo添加の影響

Niの単独添加は、4. 3. 1項で、引張強さや硬さを増すが、じん性が低下し、遷移温度を高温度側へ移動させることが判明した。本項では、Ni及びMoの複合添加による遷移特性の改善効果について検討する。

図 4-10 は、Moを単独添加した場合の吸収エネルギー-遷移曲線である。球状黒鉛鑄鉄へのMo添加は、その量が増すと、しだいに遷移曲線が高温度側へ移行した。その遷移温度の移行は、0.5% Mo添加材で80℃ほどであった。また、Mo量の増加は上部棚吸収エネルギーを下げるが、本実験の添加量の程度では大きな影響はなかった。

Moの鑄鉄への添加は、炭化物の安定化作用を有し、しかも鑄放

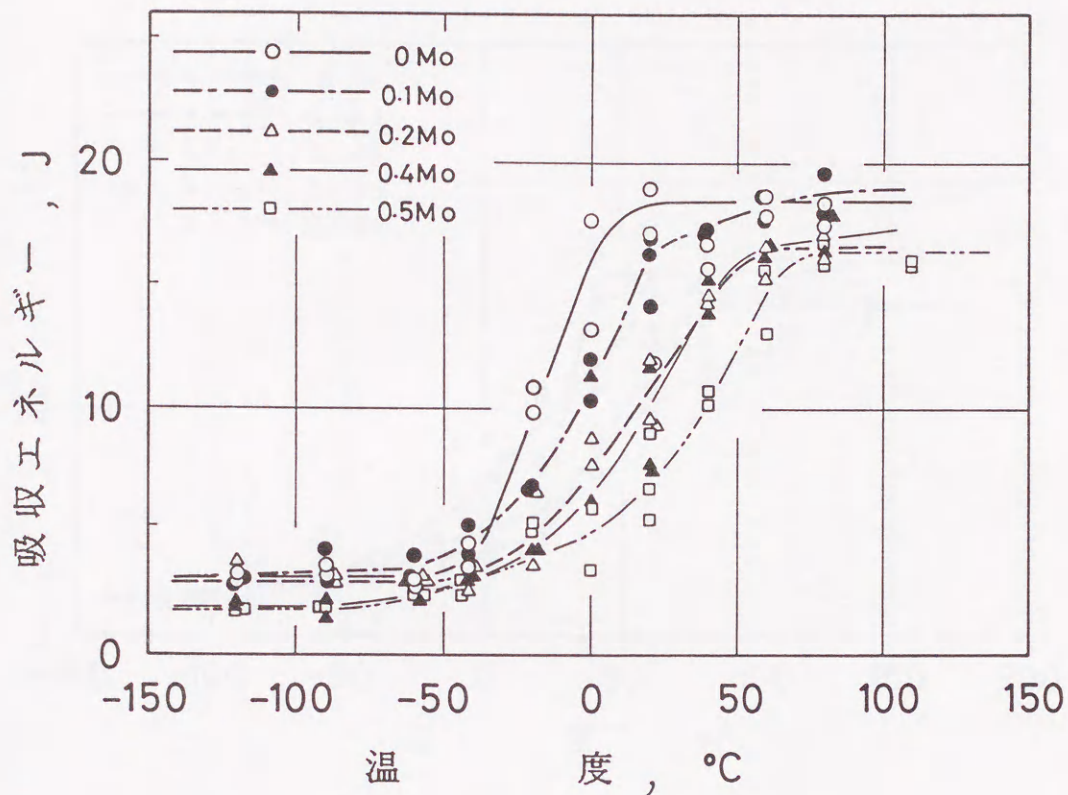


図 4-10 Mo 添加の吸収エネルギー遷移特性への影響

し材であるため、共晶セル境界への偏析や未固溶炭化物の析出が起きやすい。このため、Mo は、じん性の劣化と遷移曲線の高温側への移行を促進したと考えられる。

ところで、鋼中への Ni 添加は、焼なまし材に対しても、遷移曲線を低温側へ下げ、低温じん性改善に有益な効果を与えることが知られている⁸⁵⁾。また、高純度鋼への Ni や Mo の添加も、遷移温度を下げる結果⁸⁶⁾が得られている。

図 4-11 は、1% Ni 含有材に、Mo を複合添加した場合の吸収エネルギー遷移曲線を示したものである。Mo の添加は、遷移温度を高温側へ移行し、共晶セル境界中に偏析して、ぜい化傾向を高めた。しかし、1Ni-0.1Mo 添加材は、Ni との複合添加で、一部遷移温度に改善の兆候が認められた。さらに、2.5Ni-0.4Mo や 3.5Ni-0.4Mo 添加材でも、同様な傾向が現れた。

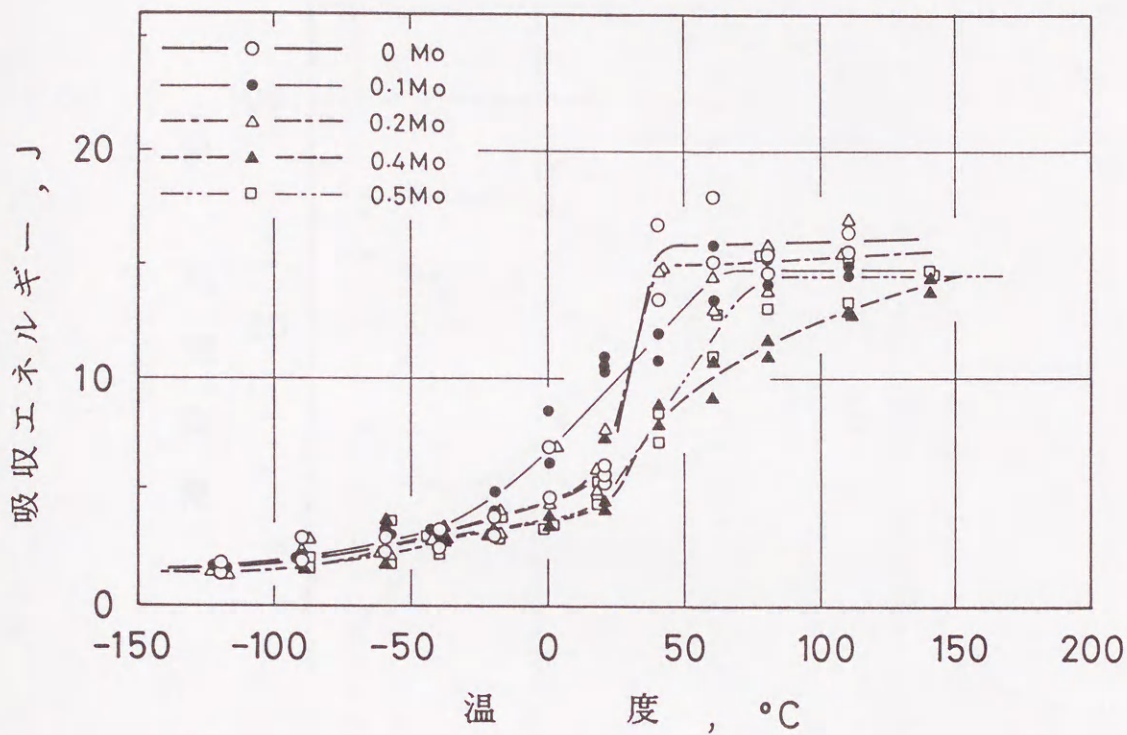


図4-11 1% Ni添加材の吸収エネルギー遷移特性に及ぼすMo添加の影響

図4-12は、Ni及びMoを複合添加した場合の吸収エネルギー遷移温度の関係を示したものである。遷移温度は、MoまたはNiの単独添加で、いずれも、その添加量の増加とともに高温側に移行した。本実験の鑄放し材に現れるようなフェライト及びパーライトなどの混合組織では、低温じん性の改善を望めないことが明らかである。

Niは、その量の増加とともに遷移曲線を高温側へ移行させ、上部棚吸収エネルギーを大きく低下させ、著しいじん性の劣化となって現れた。フェライト化熱処理によって均一組織とした鑄鉄材料でも、同様な結果が得られている⁷⁹⁾。しかし、基地組織が熱処理によってオースフェライトあるいはマルテンサイトとなった場合には⁸⁷⁾、逆にNiの添加によってじん性が改善される傾向が認められている。これは、鑄鉄に特有の現象であり、合金化を行う場合に

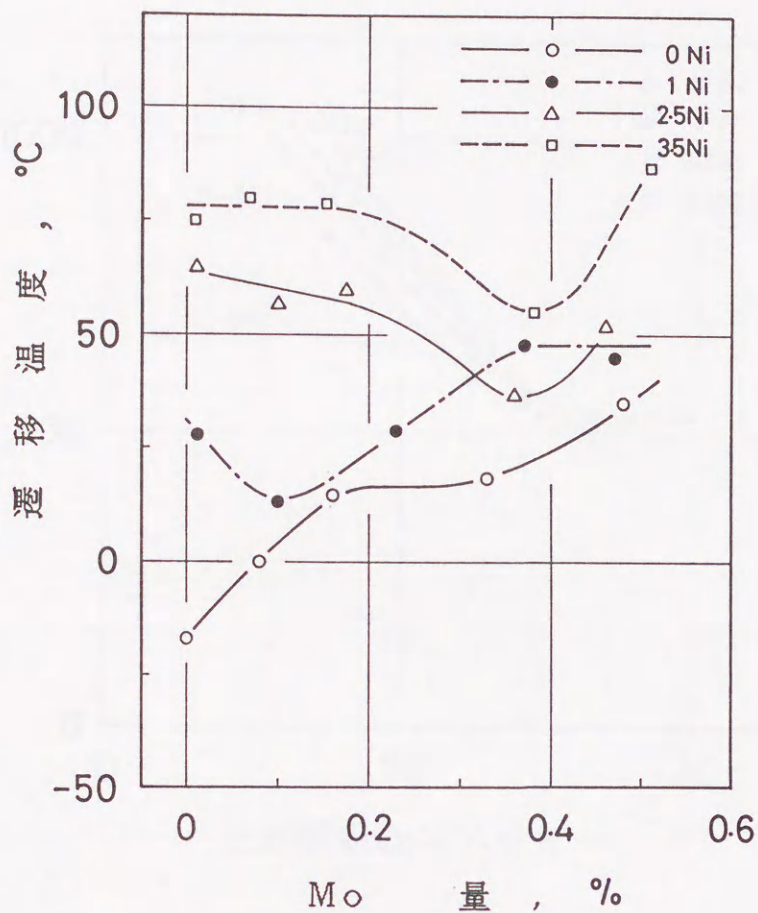


図 4-12 吸収エネルギー-遷移温度に及ぼす Ni と Mo 添加の影響

十分注意が必要な重要点である。また、Mo の多量添加による遷移温度の高温度側への移行は、特に Ni の無添加材や 1% Ni 添加材で著しかった。

ところで、衝撃試験では、図 4-8 に示したように、Ni 及び Mo の添加量のある範囲で、吸収エネルギーの増加が現れたが、遷移温度においても不連続的に変化するところが認められ、しかも遷移温度が低くなった。その例として、1Ni-0.1Mo 添加材の低温度側への遷移温度の移行が注目される。また、2.5Ni-0.4Mo 添加材でも同様の傾向が見られる。これは、Ni, Mo 両元素の黒鉛-共晶セル間での分配拡散が十分に起こり、マイクロ偏析の消失とフェライト相が

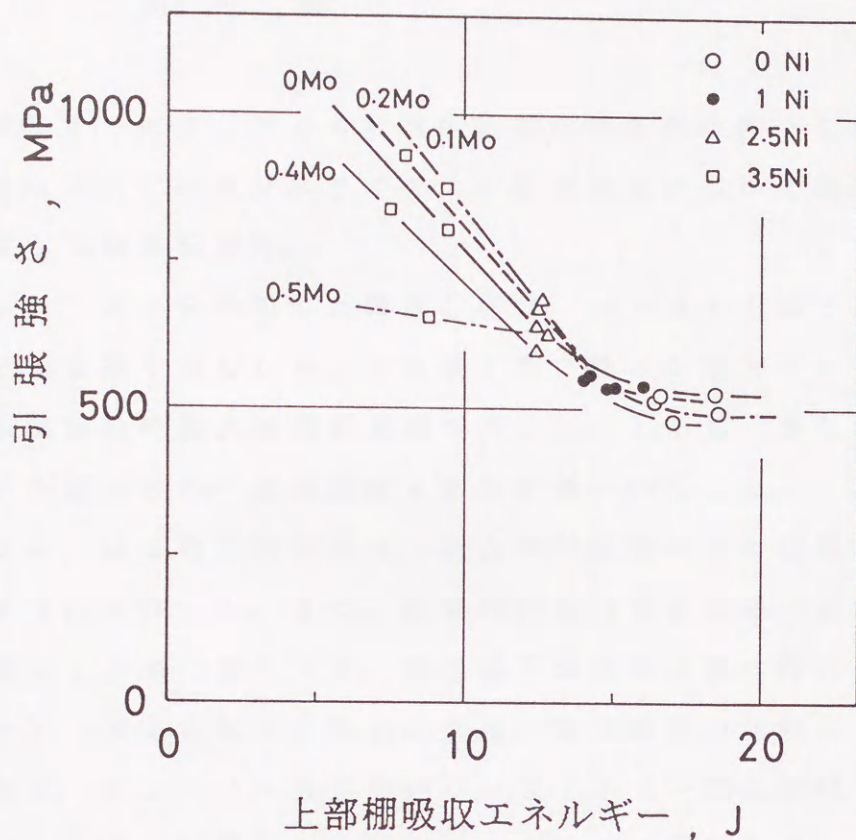


図 4-13 Ni, Mo 添加による引張強さと上部棚吸収エネルギーとの関係

好ましい位置に適量導入されるためではないかと推定しているが、さらに詳細な研究が必要である。

図 4-13 は、引張強さと延性破壊領域の上部棚吸収エネルギーとの関係である。引張強さの減少は、上部棚吸収エネルギーの増加となり、延性的な材料特性を示すこととなる。Ni の添加は、引張強さ及び吸収エネルギーの変化に大きく影響するが、Mo の影響はわずかであった。

一方、Ni 量が高い場合に、Mo は引張強さに影響を及ぼし、高い Mo 量では強度の低下を招いた。これは、Mo の添加量に適正な範囲があることを示唆している。

4. 4 結 言

鑄放しオースフェライト組織生成材の可能性を探るため、鑄放し状態でのニッケル及びモリブデンの添加効果について検討を行い、次のような結果を得た。

(1) Niを添加した鑄放し材は、パーライトなどの硬くてもろい相を多く含むため、引張強さ及び硬さが増大するとともに、衝撃試験時の最大破壊荷重値を増した。しかし、著しいじん性の低下が認められ、遷移温度も高温度側へ移行した。

(2) Moの単独添加は、耐力や引張強さへの影響がほとんど認められなかった。また、衝撃特性も改善の効果は認められず、吸収エネルギー値を下げ、遷移温度が高温度側へ移行した。

(3) NiとMoの複合添加は、基地組織の生成に大きな影響を与え、フェライト及び微細パーライト（一部添加材では、オースフェライト組織）を生成するブルスアイ組織を示し、パーライト量を0～75%の範囲に変化させた。

引張強さと耐力では、3.5% Niで、0.2%前後のMoの添加が最も効果的であった。また、NiとMoとの複合添加は、吸収エネルギーを高め、破壊荷重値を安定化させる傾向を示した。特に、1Ni-0.1Moと2.5Ni-0.4Mo添加材が吸収エネルギー値を損なわず、遷移温度を低温度側へ移行してじん性を高めるのに有効であることが認められた。

第 5 章

ニッケル添加球状黒鉛鑄鉄の じん性に及ぼす熱処理組織の 影響

5. 1 緒 言

近年、鑄鉄材料は、鑄造加工法の特徴を生かして構造用部材への利用が高まり、より優れた高強度・高じん性の材料が望まれるようになってきた。このため、相変態機構を利用した熱処理や合金化による種々の研究がされ、その実用化と開発が行われている。

一方、寒冷地でのエネルギー資源の開発・促進及び低温工業の進展につれて、鋼⁸⁸⁾と同様に、鑄鉄材料も低温度下での使用が望まれている。鑄鉄材料では、低温用としてオーステナイト型球状黒鉛鑄鉄の開発がされ⁸⁹⁾、注目されている。また、フェライト型球状黒鉛鑄鉄は、 $-30\sim-50^{\circ}\text{C}$ の温度まで使用が可能といわれているが、必ずしもその適用範囲が明確ではない。これは使用済核燃料輸送・貯蔵容器（キャスク）への適用の場合にも、極めて大きな問題となっている。例えば9%Ni鋼に相当するような、低温度下で安全に使用できる経済的なフェライト系鑄鉄材料の開発が必要である。

すでに、第2章から第4章までの研究で、鑄鉄材料の強じん化や低温じん性の向上を進めるには、合金元素の添加と、熱処理による基地組織の強化が極めて重要な役割を果たすことを明らかにした。特に、ニッケル(Ni)は、銅やモリブデンなどとともに、基地組織の改善に効果を与える最も基本的な添加元素であった。このNiは、遷移温度を下げ、低温じん性を改善する働きを持つという有効な結果が、鑄鉄⁸⁶⁾⁸⁹⁾の場合にも報告されている。また、Niは基地中に固溶してオーステナイトの安定性を増し、鑄物の冷却過程や

熱処理に応じてミクロ組織に影響を与える。さらに、鑄鉄中での炭化物生成の傾向を弱め、基地中の炭素溶解度を減らす働きをする。このため、鑄鉄へのNi添加は、強さやじん性などの機械的性質を高める有効な合金元素として一部利用されている。

しかしながら、フェライト型球状黒鉛鑄鉄にNiが添加された場合には、じん性や遷移温度を改善する方向に至らず、むしろ阻害する傾向を示す⁵⁹⁾⁹⁰⁾⁹¹⁾という注目すべき結果も報告されており、その影響が確定されていない。また、フェライト系合金鋼である9%Ni鋼など、Niを含む鋼では焼もどしぜい性の感受性が大きくなるため、これを克服するための研究⁹²⁾⁹³⁾も今なお行われている。鑄鉄でも一種の焼もどしぜい性(従来のめっきぜい性として知られている)が存在することは知られており、低温じん性の改善を図る上では看過できない現象といえる。Niを添加したフェライト型球状黒鉛鑄鉄でも、じん性劣化が起きない対策が必要である。

そこで、本章においては焼なまし処理条件が、Ni添加したフェライト型球状黒鉛鑄鉄のじん性劣化に及ぼす影響について検討を加えた。さらに、鑄鉄材料のいっそうの強じん化を進めて行く上で、重要な働きをする基地組織の影響について、パーライト、オースフェライト及びマルテンサイトの各基地組織材へのNi添加とじん性との関係について検討した。

5. 2 実験方法

5. 2. 1 供試材

供試材の溶製は、溶解量1000kgの中周波誘導電気炉を用い、戻り銑、鋼くず、電極黒鉛くずとFe-50%Si合金によって溶湯の成分調整をした。その後、電解ニッケル(95%Ni)を溶湯中に0%から5%までの6段階に変化させるために添加した。黒鉛の球状化処理は、Fe-Si-3.5%Mg合金を1.6%添加し、置注(つ)ぎ法によって処理し

表 5 - 1 供試材の化学組成

試料記号	(重量%)							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mg	Ni
0 Ni	3.61	2.93	0.22	0.015	0.008	0.01	0.035	0.01
1 Ni	3.52	2.92	0.22	0.016	0.009	0.01	0.037	1.03
2 Ni	3.56	2.97	0.22	0.016	0.010	0.01	0.041	2.20
3 Ni	3.44	3.03	0.23	0.017	0.008	0.01	0.040	3.08
4 Ni	3.39	3.01	0.22	0.016	0.009	0.01	0.042	4.01
5 Ni	3.36	2.95	0.22	0.017	0.010	0.01	0.041	4.83

(I) フェライト化焼なましの熱処理条件 (II) 各基地組織を得るための熱処理条件

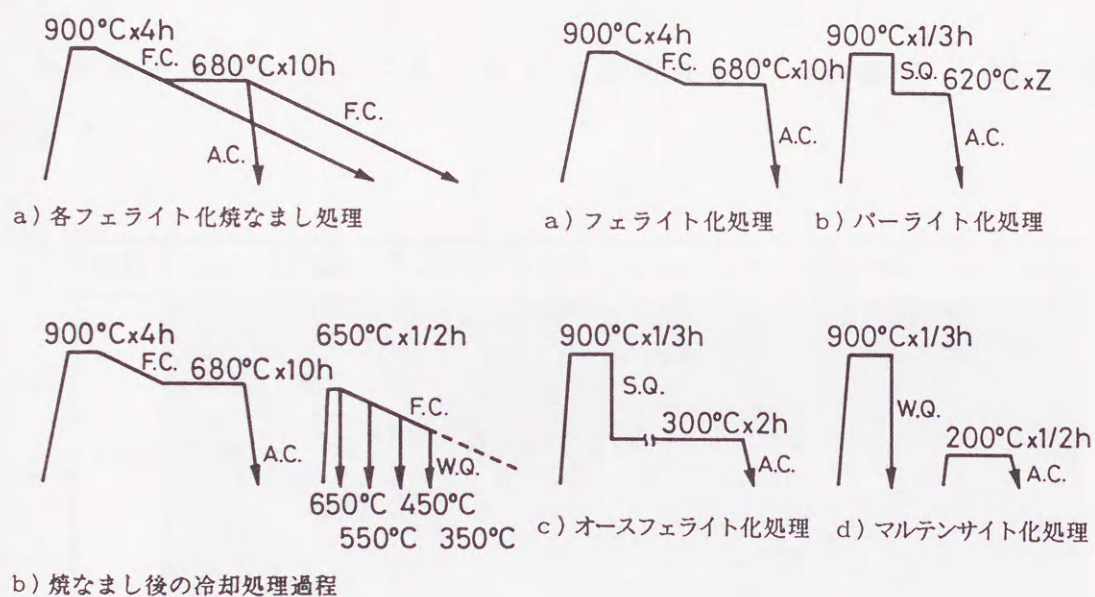


図 5 - 1 熱処理工程

A. C. : 空冷, W. Q. : 水焼入れ, S. Q. : 塩浴焼入れ,
F. C. : 炉冷 (冷却速度 25°C/h), Z : 保持時間 (3~40min)

た。接種は、Fe-50%Si合金を接種剤として加えた。

溶湯は、JISの球状黒鉛鉄品規格にしたがってB号のY形ブロックを作るため、炭酸ガス鑄型に鑄込んだ。なお、注湯温度は、1350°Cとした。この供試材の化学組成を表5-1に示す。供試材の球状化率は、いずれも90%以上であった。

5. 2. 2 熱処理

熱処理は、図5-1に示す熱処理工程によった。(I)は、フェライト化焼なましによる冷却処理過程で生じるぜい化を確認するために、(II)はパーライトとオースフェライト、そしてマルテンサイトの各基地組織によるNi量とじん性の関係を調べるために行った。なお、パーライトとオースフェライト及びマルテンサイト基地組織は、(I)のa)に示す2段空冷焼なまし処理後、b)、c)とd)に示す熱処理を行った。なお、パーライト基地組織を得るための恒温保持時間(Z)は、Ni量によってパーライト変態終了時間が異なるため、620℃にて保持時間を3~40分の間でそれぞれ調整した。

各熱処理工程によって得られた代表的なマイクロ組織を、図5-2に示す。

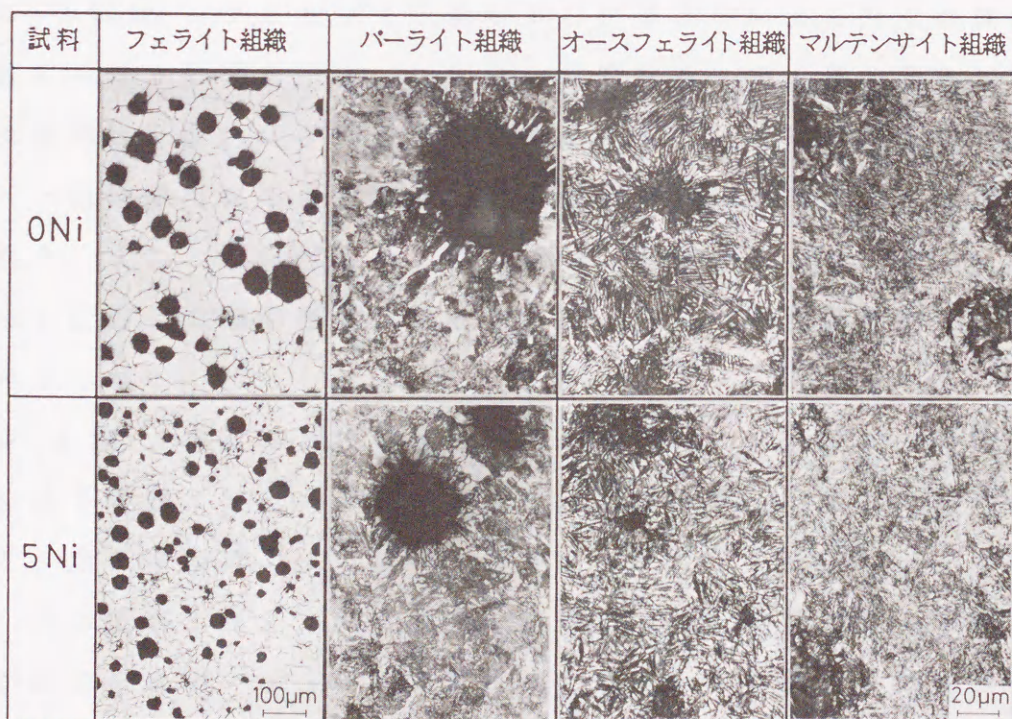


図5-2 各熱処理工程による代表的な基地組織写真

5. 2. 3 衝撃及び引張試験

衝撃試験には、容量 98.1J の計装化シャルピー衝撃試験機を用いた。シャルピー衝撃試験片は、2 mm の U 形切欠き溝を持つ J I S 3 号試験片（試験片寸法：10x10x55mm）に機械加工した。試験温度は、-196~+220℃ の温度範囲に、温水、マシン油、イソペンタン及び液体窒素を用いて調整した。引張試験は、インストロン型引張試験機を用い、ひずみ速度 1 mm/min で室温にて行った。なお、引張試験片の形状は、熱処理後の供試材を直径 5 mm、平行部の長さ 40 mm に機械加工したものである。

5. 3 実験結果及び考察

5. 3. 1 フェライト化焼なまし処理条件による Ni 量の影響

図 5-3 には、フェライト化焼なまし処理条件による Ni の機械的性質に及ぼす影響を示す。いずれの熱処理も、Ni 量の増加によって引張強さ、耐力及び硬さが相対的に大きくなる傾向を示し、フェライト基地組織材であっても、引張強さが 600 MPa に達する強度が得られた。また、3% 付近から伸びの低下が認められた。Ni は、基地中に固溶して固溶硬化を起こすため、強度と硬さが増加したものと考えられる。

図 5-4 は、室温における各焼なまし処理材のシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーと Ni 量の関係である。いずれの処理材も、Ni 量の増加によって吸収エネルギーが著しく減少した。ところが、Ni 量が 2% までの 2 段空冷処理材では、吸収エネルギーの低下が認められず、さらに Ni 量が増しても、その低下の傾向は小さかった。このように、フェライト化焼なまし処理では、鑄鉄中に Ni を含むことによってじん性を減じる傾向がいくつか報告⁵⁹⁾⁶⁶⁾されている。これは、フェライト基地中に固溶した Ni の固溶硬化

による影響にもよるが、また、Ni添加によるA₁変態温度の低下により、共晶セル境界などに微量の炭化物（特殊炭化物を含む）が残留あるいは偏析・析出（例えば、後述する焼もどしせい性）することとも関係があると思われる。

上記の点は、2段空冷処理材と他の焼なまし処理材で、Ni量の増加により、吸収エネルギーに大きな差が認められたことの原因にもなっていると思われる。これは、焼なまし処理にともなう冷却過

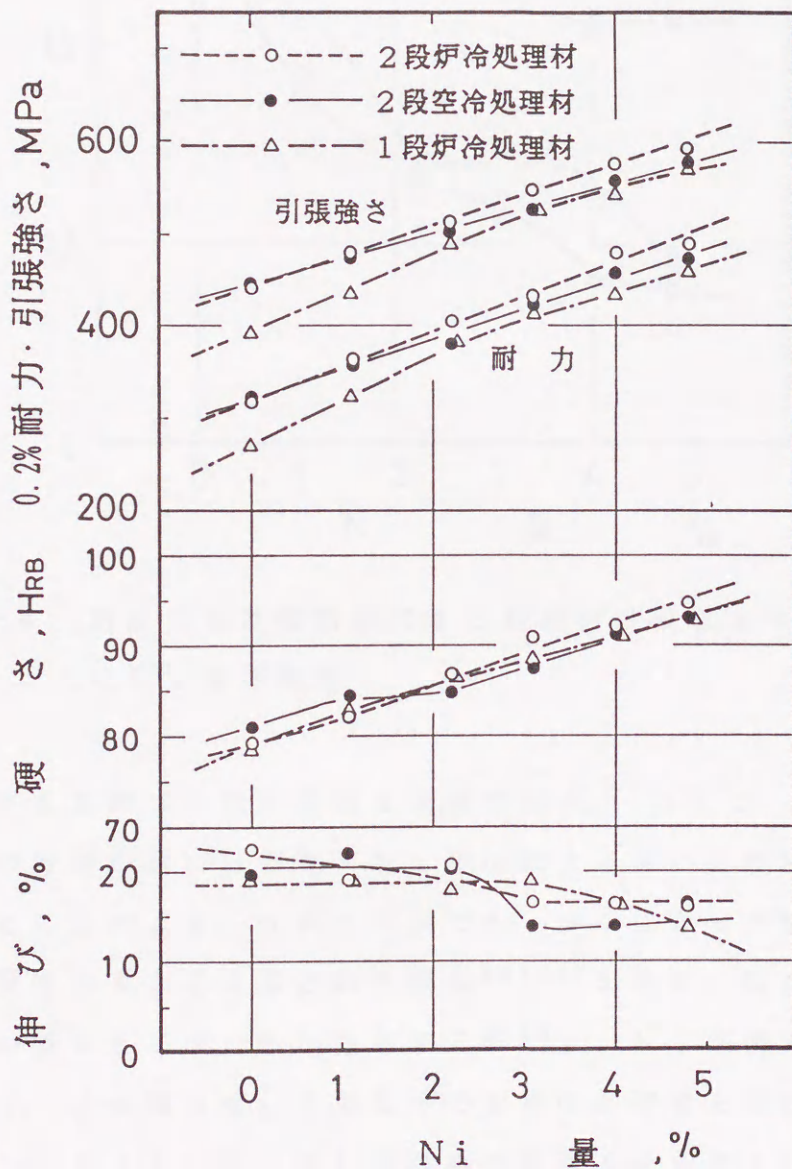


図5-3 各焼なまし処理条件によるNiの機械的性質への影響

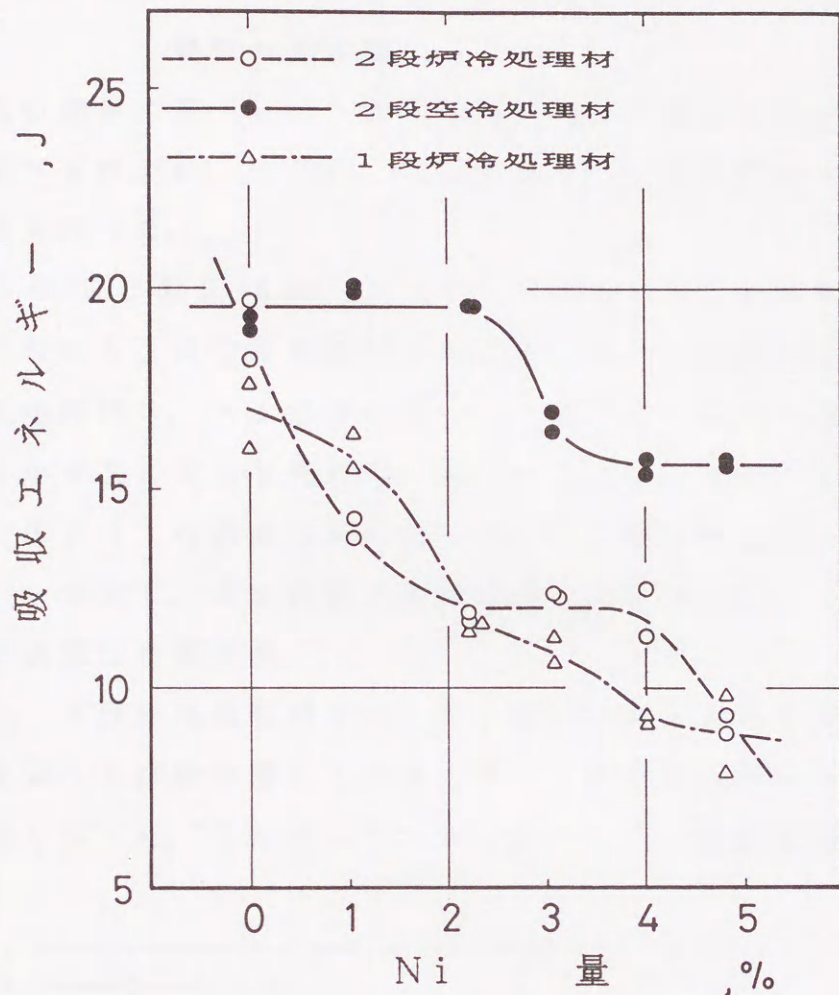


図 5-4 室温における各焼なまし処理材の吸収エネルギーと Ni 量の関係

程で出現する加熱ぜい性の挙動と関係がある。つまり、 A_1 変態温度以下での冷却が速いほうが、Ni 添加によるぜい化傾向が少なくなっていることによる。9% Ni 鋼でも、Ni によって焼もどしぜい性の感受性が大きくなるという報告⁹²⁾⁹³⁾がある。球状黒鉛鑄鉄でも一種の焼もどしぜい性が存在するが⁹⁰⁾、Ni が加えられることによって、この様なぜい化現象への感受性が増すと思われる。このため、フェライト化焼なまし後の冷却を速くすることによって、このようなぜい性域での滞留を避け、ぜい化を防ぐことができると考えられる。

5. 3. 2 フェライト化焼なまし処理条件による遷移特性への影響

前項の結果に基づいて、遷移特性に及ぼす焼なまし処理条件の影響を調べるために、 $-110 \sim +150^{\circ}\text{C}$ までの温度範囲でシャルピー衝撃試験を行った。

図5-5及び図5-6は、フェライト化焼なまし処理を行った1段炉冷処理材と2段空冷処理材の吸収エネルギー遷移曲線を示す。1段炉冷処理材は、Ni添加によって、吸収エネルギー遷移温度特性が明らかな差となって現れた。吸収エネルギーの大きい良好な遷移曲線を示すNiの無添加材に対して、Ni量の増加は上部棚吸収エネルギーを減じ、遷移曲線を高温側へ移すことによって、ぜい性破壊の感受性を高めた。

一方、2段空冷処理材では、Ni量の増加にともなう遷移曲線の高温側への移動が著しく小さくなり、上部棚吸収エネルギーの差も少なくなった。したがって、フェライト型球状黒鉛鉄の強度は、

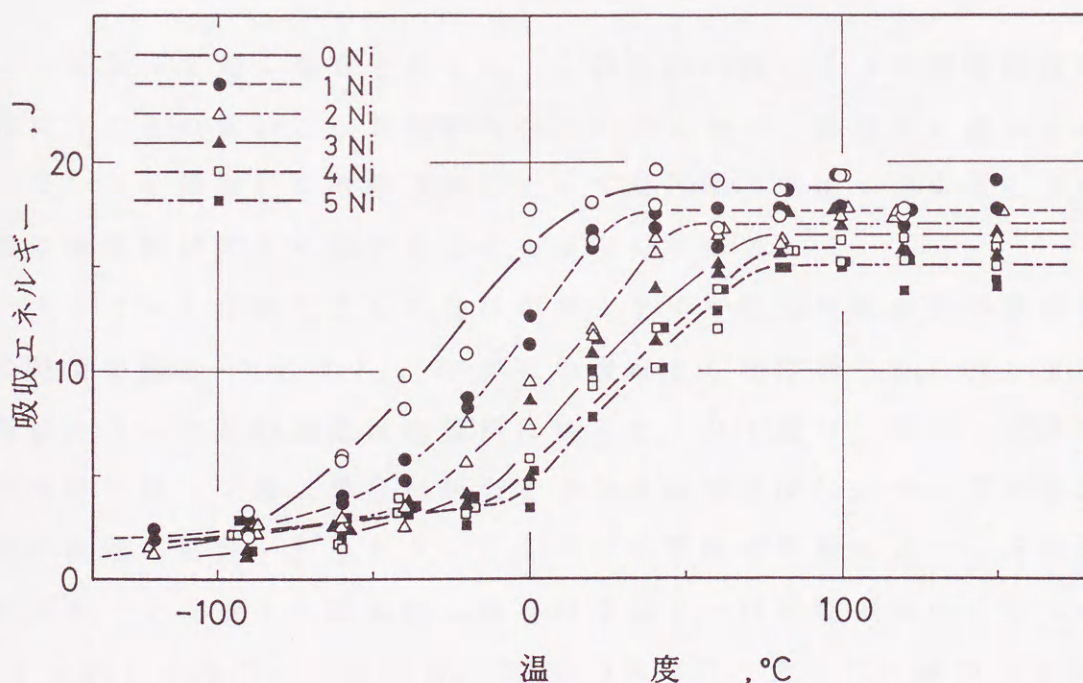


図5-5 フェライト化焼なましした1段炉冷処理による吸収エネルギー遷移特性に及ぼすNi量の影響

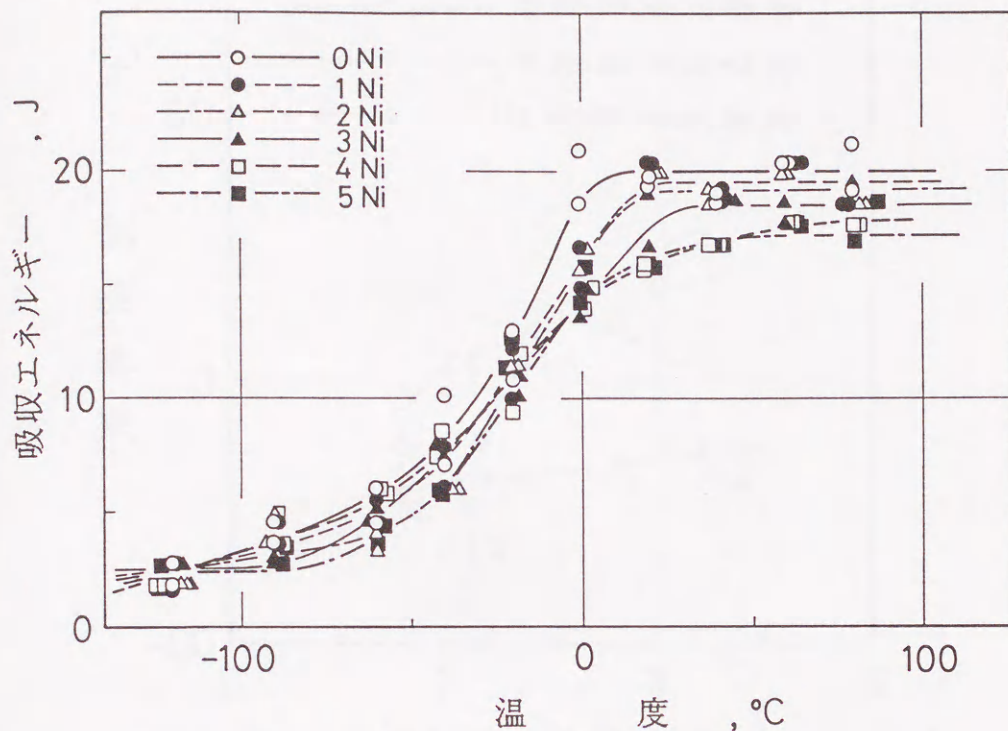


図 5-6 フェライト化焼なましした 2 段炉冷処理による
吸収エネルギー遷移特性に及ぼす Ni 量の影響

Ni によって高くなるとともに、2 段空冷処理によって衝撃特性を損なうことのないことが判明した。このことは、前項でも述べたように、Ni 添加材は冷却速度によって炭化物の析出や焼もどしぜい性の感受性が大きく現れることを示唆している。

フェライト化焼なまし処理材のフェライト結晶粒度と遷移温度との関係を図 5-7 に示す。いずれの焼なまし処理材でも、Ni 量の増加によって遷移温度は高温側に移った。Ni 量の少ない 1 段炉冷処理材では、『第 2 段目に相当する共析変態温度付近での基地組織中の炭素の拡散・析出とフェライトへの変態が炉冷によって行われたため、フェライト結晶粒の成長が少なく、結晶粒が細かくなった』と考えられる。このため、0% と 1% の Ni 量では、他の 2 段炉冷処理材や 2 段空冷処理材に比較して、遷移温度が低くなった。また、Ni 量の増加につれてフェライト結晶粒は細粒化するが、同じ

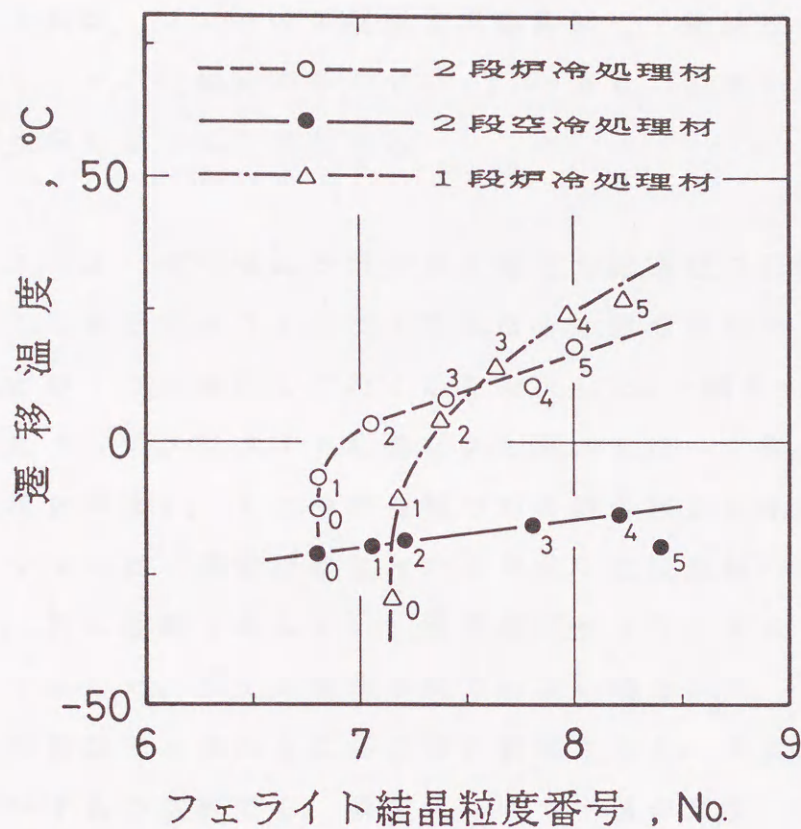


図 5-7 フェライト化焼なまし処理材の Ni 量による
遷移温度とフェライト結晶粒度との関係

(添字は Ni 添加量を示す)

結晶粒度による熱処理条件の影響を比較すると、結晶粒度番号が大きくなるほど 1 段炉冷処理材の遷移温度が高くなる傾向を示した。しかし、2 段空冷処理材では、フェライト結晶粒の細粒化が現れているのに、遷移温度の変化は少なかった。

鋼や鋳鉄⁹⁴⁾では、フェライト結晶粒の細粒化によるじん性及び遷移特性の改善が認められている。しかし、Ni が添加された場合、遷移温度は、フェライト結晶粒の大きさよりも熱処理条件の違いと Ni 量によって変化が生じた。図 5-7 の 2 段空冷処理材では、Ni 添加によって遷移温度が高温度側へわずかに移行する傾向が認められたが、第 2 段目からの冷却を速めた空冷処理によって、遷移温度の顕著な上昇を防ぐことができた。このように、Ni の添加を

ともなう場合、フェライト型球状黒鉛鑄鉄は、結晶粒の細粒化とは関係なく、ぜい化傾向を示している。つまり、何等かの別のぜい化機構が支配していると思われる。

5. 3. 3 ぜい化に及ぼすNi量と冷却過程の影響

そこで、本項ではフェライト化焼なまし処理後の冷却過程で、じん性がどのように変化して行くかを検討した。図5-8は、2段空冷処理によってフェライト化焼なまし処理を行った後、650°Cで加熱保持後に炉冷し、その冷却過程での各種温度から水冷処理した試料の、シャルピー衝撃試験における荷重-変位曲線の例である。ここでは、特に延脆（えんぜい）遷移が明りょうとなる-40°Cの場合について示した。Niが添加されていない場合には、フェライト基地組織の特徴である大きな変位量が観察される。また、Ni量の増加は、いずれの試料でも、吸収エネルギー値が減少した。

Ni添加材では、550°Cからすでにぜい化の傾向が現れている。

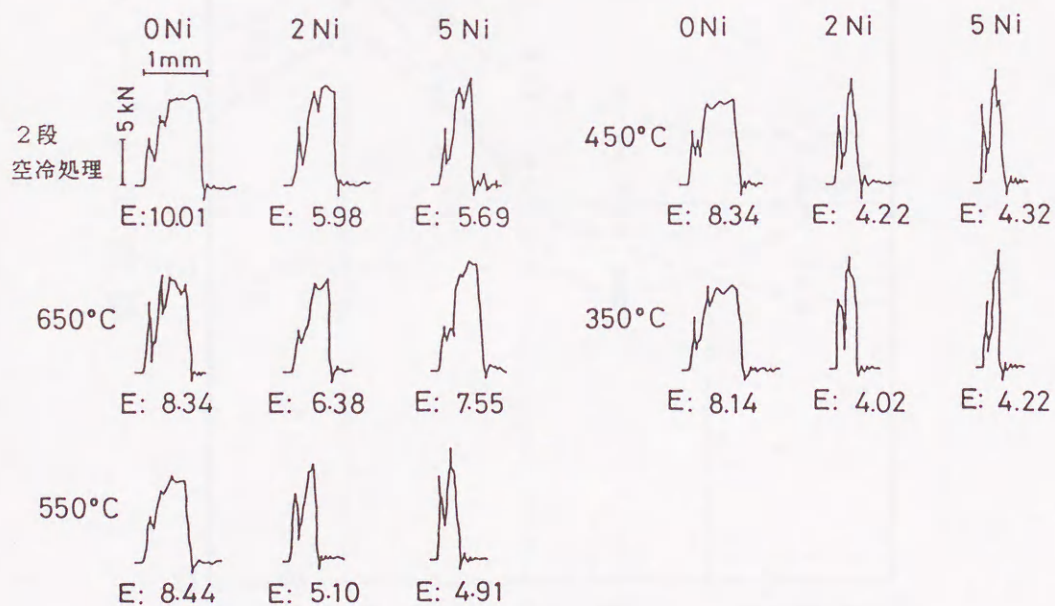


図5-8 焼なまし後の冷却処理による代表的な荷重-変位曲線の例

(試験温度: -40°C, E: 吸収エネルギー J)

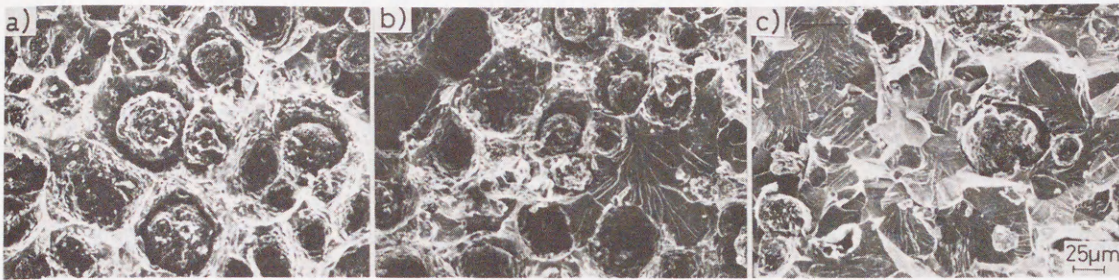


図 5-9 550, 350°C から水冷処理を行った場合の衝撃

破面写真

(試験温度: 室温)

a) 550°C, 0 Ni の試料
c) 350°C, 5 Ni の試料

c) 550°C, 5 Ni の試料

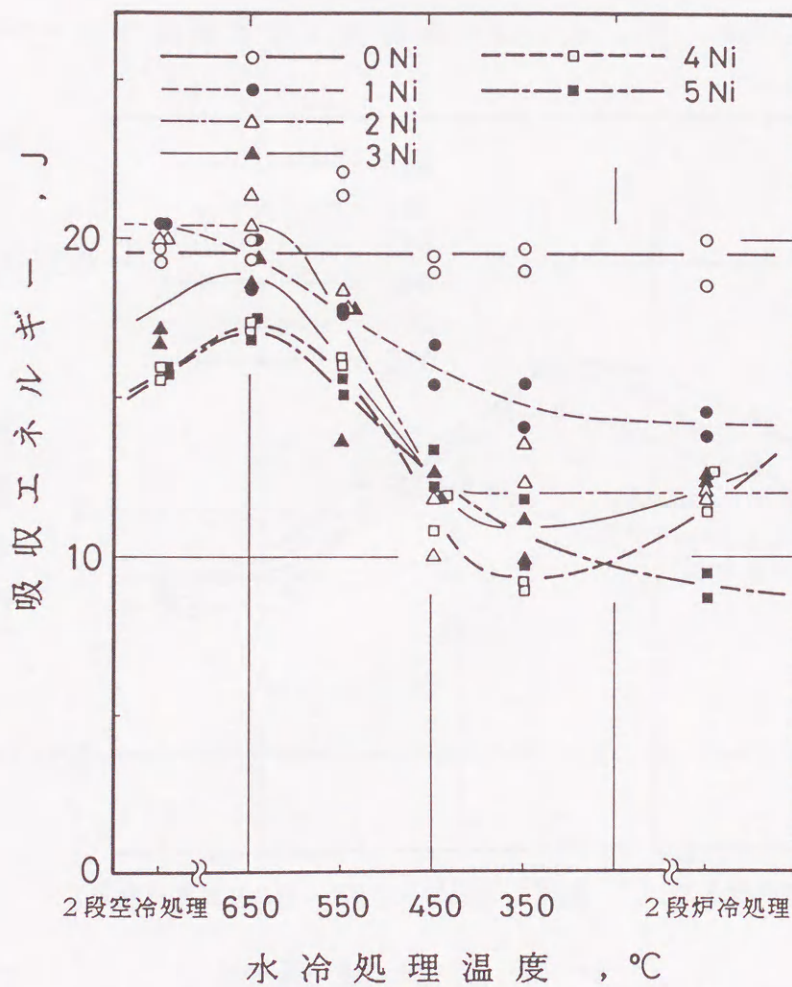


図 5-10 冷却処理による吸収エネルギーの変化

(試験温度: 室温)

Niが添加されていない場合、破面観察では、延性破面の特徴であるディンプルパターンが、黒鉛粒子を核として認められる〔図5-9のa)〕。Ni量の増加〔図5-9のb)〕によって、破面には一部ぜい性的な様子を示すへき開破面が見られ、ディンプルの絞りも小さくなっており、じん性の低下を示している。

350℃から水冷処理した荷重-変位曲線は、Ni添加によってき裂発生後、直ちに破壊するぜい性破壊の様子を示している。破面観察でも、ほぼへき開面〔図5-9のc)〕となっている。

いま、フェライト化焼なまし処理後の冷却処理による吸収エネルギーとNi量との関係を図5-10に、遷移温度との関係を図5-11に示す。Niが添加されていない場合には、冷却処理による吸収エネルギーの変化はほとんど認められなかった。また、遷移温度

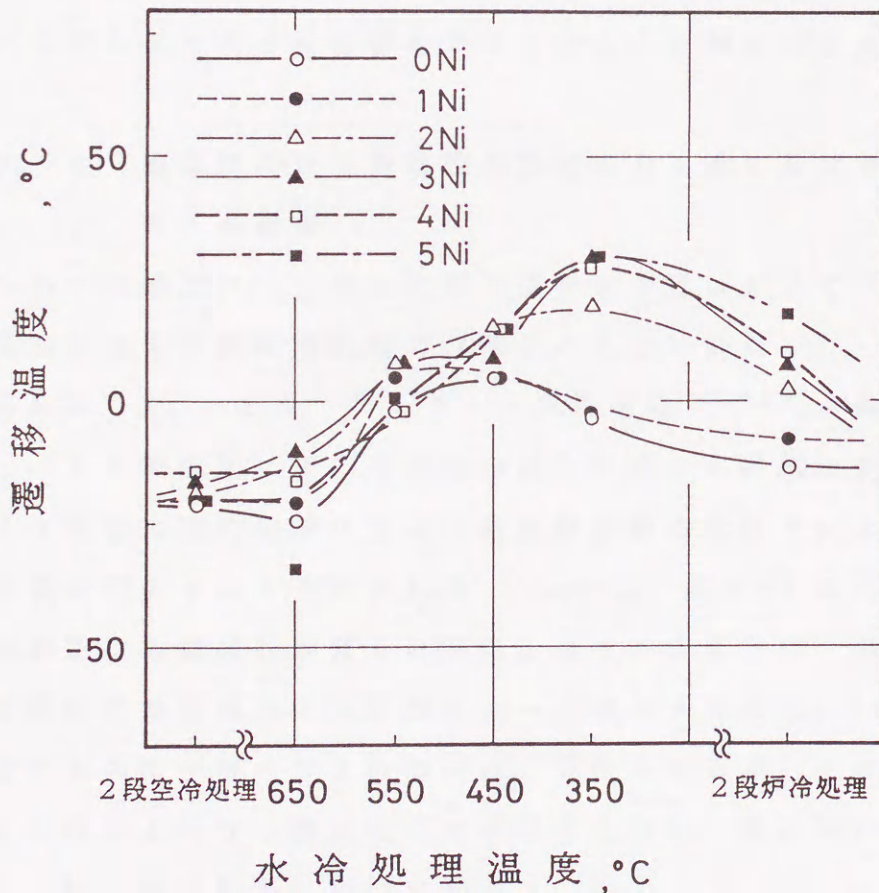


図5-11 冷却処理による遷移温度の変化

の上昇が、550°C以下の水冷処理温度のもので現れた。Niを添加した場合は、吸収エネルギーの顕著な低下が起きた。特に、Niが2%以上の供試材では、550°C以下の水冷処理によって、ぜい化の傾向が一段と強まった。さらに遷移温度は、350°Cの水冷処理温度でいっそう上昇した。一般に鑄鉄の焼もどしぜい性（鋼の場合と異なり、前処理が焼入れ状態でなくても現れる）は、300~500°Cのぜい化温度域からの急冷（鋼の場合とはこの点で逆である）と、この温度域での滞留が長くなるほど著しくなる^{95)~97)}。このため、このようなぜい化温度範囲よりも高い温度からの急冷処理で、可鍛鑄鉄⁹⁸⁾⁹⁹⁾や球状黒鉛鑄鉄¹⁰⁰⁾のぜい化が抑制されるといわれており、Niを添加した場合にも、同様な効果が得られた。このぜい化は、粒界中へのP、Sの粒界偏析が主原因であるともいわれている⁹¹⁾。それゆえに、Ni添加材では、いずれにしても、このようなことによるぜい化がかなり大きな影響を受けていることが判明した。

5. 3. 4 室温における各基地組織材のじん性に及ぼす

Niの影響

鑄鉄へのNi添加は、一般に比較的低いNi量において、その添加量の増加とともに機械的性質が改善されるといわれ¹⁰¹⁾、第4章でも明らかにした。また、フェライト基地組織⁷⁹⁾¹⁰²⁾や鑄放し材⁷⁹⁾では、Niの添加による冷却能の違いで生じる組織の変化や、フェライト組織の固溶体強化作用、結晶粒の細粒化などによって、機械的性質が向上すると予測される。しかし、図5-12のNi量と各基地組織材の機械的性質との関係に示されるように、必ずしも各基地組織材の性質がNiの添加によって改善されるとはいえない。低温用途のものに少量のNi添加を行う場合もあるが、その目的はフェライト化にともなう強度低下の補償が主眼で、鋼におけるような低温じん性の改善効果は期待できない。

ところで、Ni添加によるマイクロ組織因子の変化も考えられるが、2段空冷処理によるフェライト基地組織材の場合、表5-2に示す

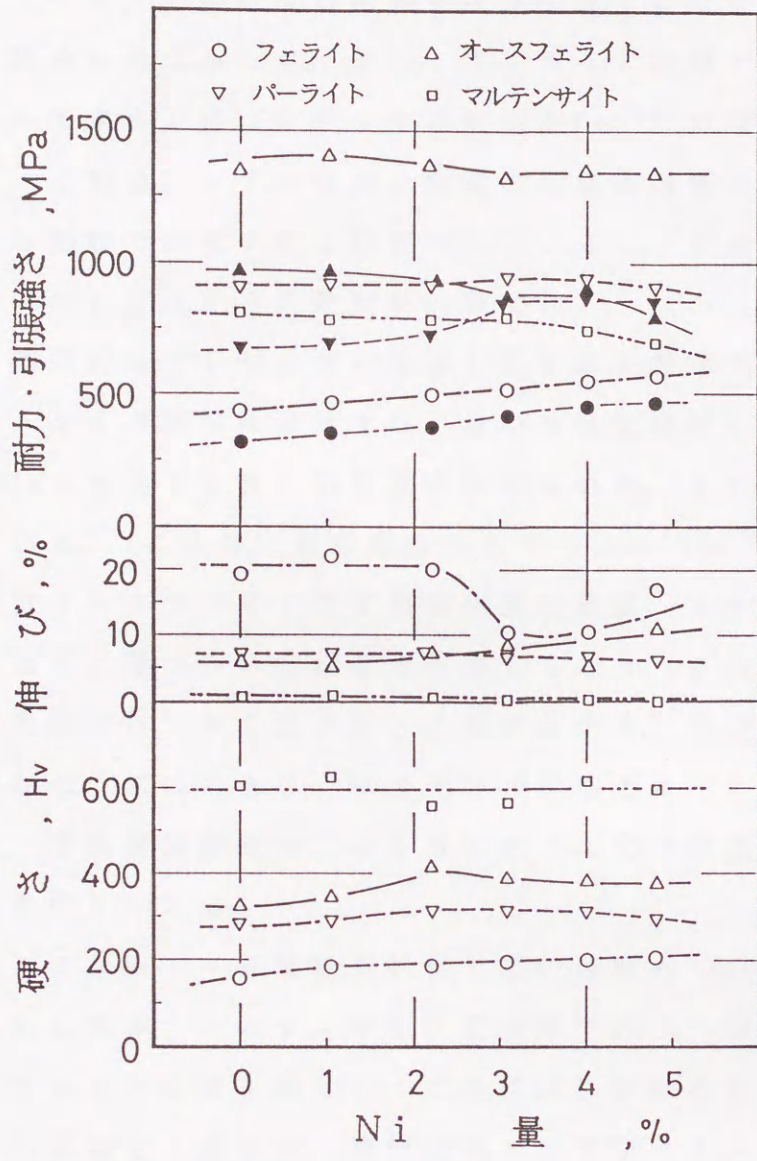


図 5 - 1 2 Ni 量と各基地組織材の機械的性質との関係
(黒印は0.2%耐力を示す, 試験温度: 室温)

表 5 - 2 2 段空冷処理材のマイクロ組織因子

試料記号	0 Ni	1 Ni	2 Ni	3 Ni	4 Ni	5 Ni
NA	110	128	112	106	136	164
mpis $\times 10^{-3}$	63.7	57.7	61.2	66.9	61.8	50.8
d $\times 10^{-3}$	40.3	39.1	42.4	38.5	30.5	34.7
ASTM №	6.8	7.1	7.2	7.8	8.2	8.2

NA: 単位面積当りの球状黒鉛数, 個/ mm^2 mpis: 平均平面粒子間距離, mm
d: 平均球状黒鉛直径, mm ASTM №: ASTMフェライト結晶粒度番号

とおり、フェライト結晶粒度のほかには黒鉛粒子の分散・形態に顕著な変化は認められなかった。また、フェライト化材では、Ni量の増加によって大きく伸びが減少する傾向がCox⁵⁹⁾の研究でも認められている。これは、Niが鑄放し組織の生成に影響を与え、その後の焼なまし処理でのぜい化に結びついていることが推測されるが⁹⁴⁾、詳細についてはさらに検討が必要である。しかし、後述するように、一種の焼もどしぜい性と関連したものと推定される。

オースフェライト基地組織材では、他の基地組織材には認められない1400MPaにも達する高い引張強さが得られた。また、耐力も大きくなっている。これは、最近報告されているように⁷⁸⁾、フェライト及び残留オーステナイトの2相混合基地組織（オースフェライト）による強化と結びついた結果を反映している。このオースフェライト基地組織材は、Ni量が2～3%付近から、伸びと硬さの増加が認められた。このことは、合金元素の添加とオーステンパ熱処理によって、球状黒鉛鑄鉄のいっそうの強じん化が可能であることを示唆するものといえる。

一方、マルテンサイト基地組織材は、高い硬度と700～800MPaの引張強さを示したが、マルテンサイトの特徴である、伸びをとまわらない硬くてもろい性質を示した。この組織におけるNi量の増加にともなう引張強さの減少は、高炭素のマルテンサイト中にNiがさらに固溶して硬化することによるぜい化が、一因をなしていると思われる。

Ni添加によるパーライト基地組織材の機械的性質の向上は、ほとんど認められなかった。しかし、Ni量の増加とともに耐力が大きくなるという、特徴ある傾向を示した。このことは、Niの炭化物反応にともなう微細パーライト組織の生成によるものと考えられる。

図5-13は、計装化シャルピー衝撃試験によって得られた代表的な荷重-変位曲線の例である。吸収エネルギーの大きさは、フェライト>オースフェライト>パーライト>マルテンサイト基地組織

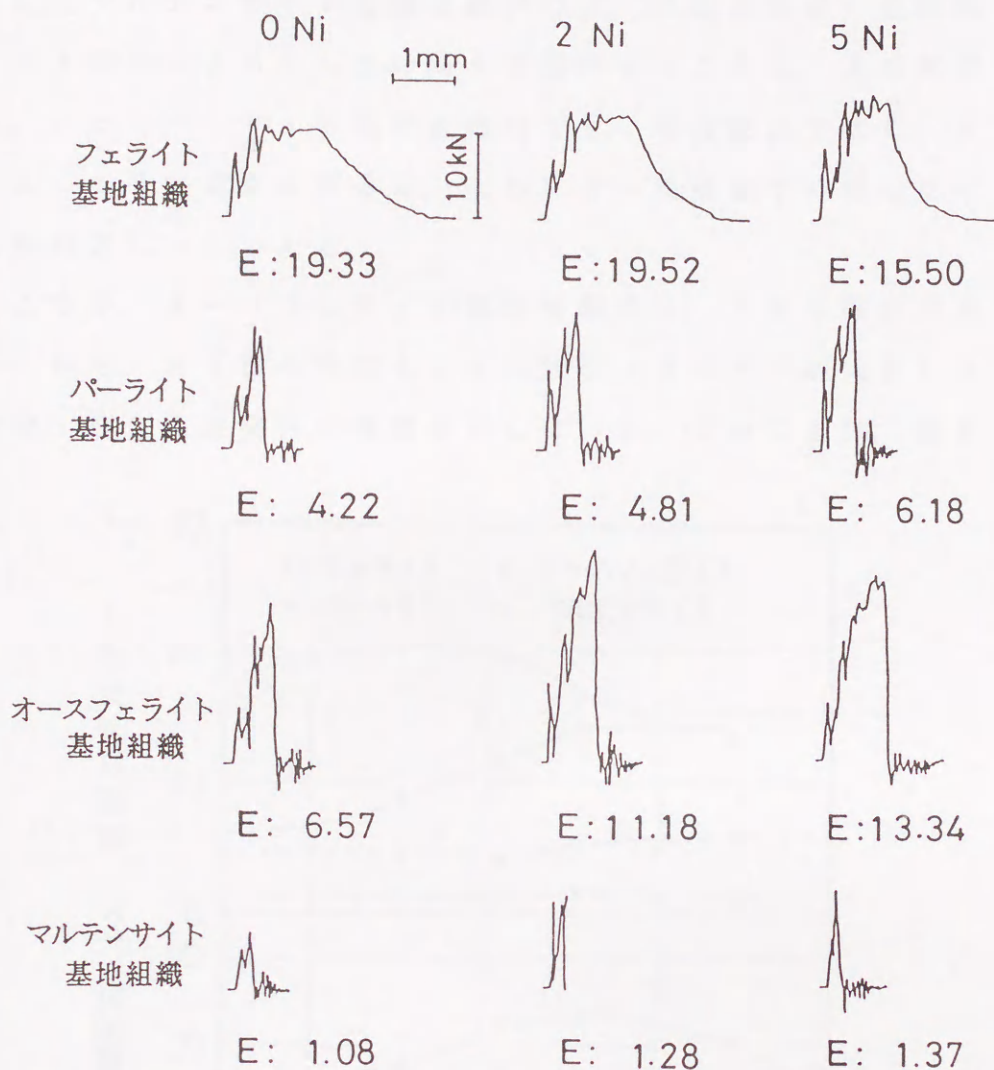


図 5-13 Ni 量の変化にともなう各基地組織材の
代表的な荷重-変位曲線例
(試験温度: 室温, E: 吸収エネルギー J)

の順序となった。フェライト基地組織材の大きな吸収エネルギー値は、他の基地組織材に比べて大きな延性（変位量）を持ち、じん性の向上には最も容易に効果を上げることができる⁷²⁾ことを、本実験でも確認した。また、固溶体強化作用を持つ Ni の添加は、吸収エネルギーを減じるが、破壊強度を上昇させることも判明した。

一方、パーライト、オースフェライトとマルテンサイト基地組織材では、Ni 添加によって吸収エネルギーが増加する傾向を示した。

しかし、マルテンサイト基地組織材では、低応力のぜい性破壊を示し、Ni添加によるじん性の向上を期待することは、本来無理であろう。また、パーライト基地組織材でも、変位量は少なく、き裂発生によって最大荷重に到達後、直ちにぜい性破壊する傾向を示し、じん性は乏しいといえる。

ところが、オースフェライト基地組織材は、大きな破壊荷重を示し、しかも、Ni量の増加とともに吸収エネルギーが大きくなり、高強度・高じん性材料の特徴を示している。このことは、**図5-14**

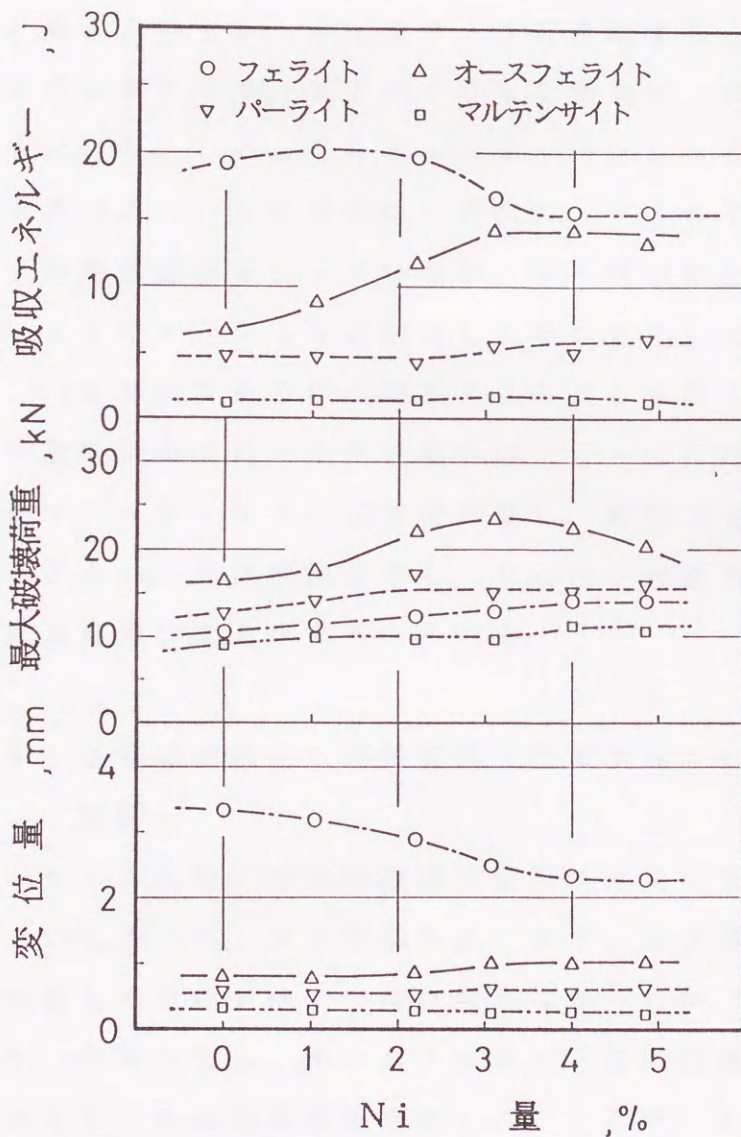


図5-14 Ni量と各基地組織材の衝撃特性の関係

(試験温度: 室温)

に示す室温での衝撃試験結果からも明白である。これは、マルテンサイト組織ではオーステナイト中に固溶した炭素とNiが速い冷却によって十分に拡散されることなく過飽和に固溶するのに対して、オースフェライト組織ではその生成時に、炭素やNiの固溶量が少ないフェライトと、これらが濃化された残留オーステナイトとの2相に分離されるとともに、安定なオーステナイト相となって炭化物を混在しないオースフェライト組織を生成するためである。これが、オースフェライト基地組織材で強じん性を示した理由と考えられる。

オースフェライト基地組織材は、球状黒鉛鋳鉄の中で最も優れた強じん材料と考えられるが、Niを2～3%添加することによって、その効果はさらに高くなり、Niのさらなる添加は、安定した吸収エネルギーを示した。このようなNiのオースフェライト組織への影響は、Ni添加のないものでは粗い板状の、フェライトと残留オーステナイトの層状組織を持っているが、Ni量の増加にともなって粗い板状フェライトからより微細化した形に変化した。これは、Niの持つA₁変態温度を下げる効果によることも考えられ、本実験では、Ni量を問わず同一条件で熱処理を行ったため、Ni量が多くなるほどオーステナイトの安定度が増し、微細なオーステナイトが現れるとともに、針状組織を示し、じん性や硬さの増加と高い最大破壊荷重値を示したものと考えられる。

5. 3. 5 各基地組織材の遷移特性に及ぼすNiの影響

前項では、Niの添加が各基地組織の衝撃特性及び引張特性に与える影響について述べた。Niの添加は、必ずしも各基地組織材の機械的性質を著しく改善するまでには至らなかったが、強度の向上が認められた。その中でも、オースフェライト基地組織材は、衝撃特性において大きな改善効果を期待できる。そこで、Ni添加によって熱処理組織が吸収エネルギー遷移温度特性にどのような変化を与えて行くかを、以下に検討した。

図5-15は、5% Ni添加と無添加の各基地組織材における吸収エネルギー遷移特性を示した。Ni添加による遷移特性への影響については、2段空冷処理によるフェライト化材では遷移温度がわずかに高温側へ移るとともに、上部棚吸収エネルギーが減少し、じん性が損なわれた。このNi添加したフェライト基地組織材では、フェライト系合金鋼として知られているNi鋼のように、低温じん性の改善は期待できなかつた。これは、9% Ni鋼⁹²⁾などで認められる焼もどしぜい性と類似の現象と考えられ、Niが添加されることによって冷却速度依存性が大きくなり⁷⁹⁾、さらに、鑄鉄中に含まれる炭化物の固溶・析出形態への影響も関係しているものと思われる。

パーライト基地組織材は、低い上部棚吸収エネルギーを示し、緩やかな延性-ぜい性遷移を示した。また、Ni添加による効果はほとんど認められなかつた。これは、本実験では恒温変態を利用した熱処理を行っているので、パーライトラメラ間隔などが合金化さ

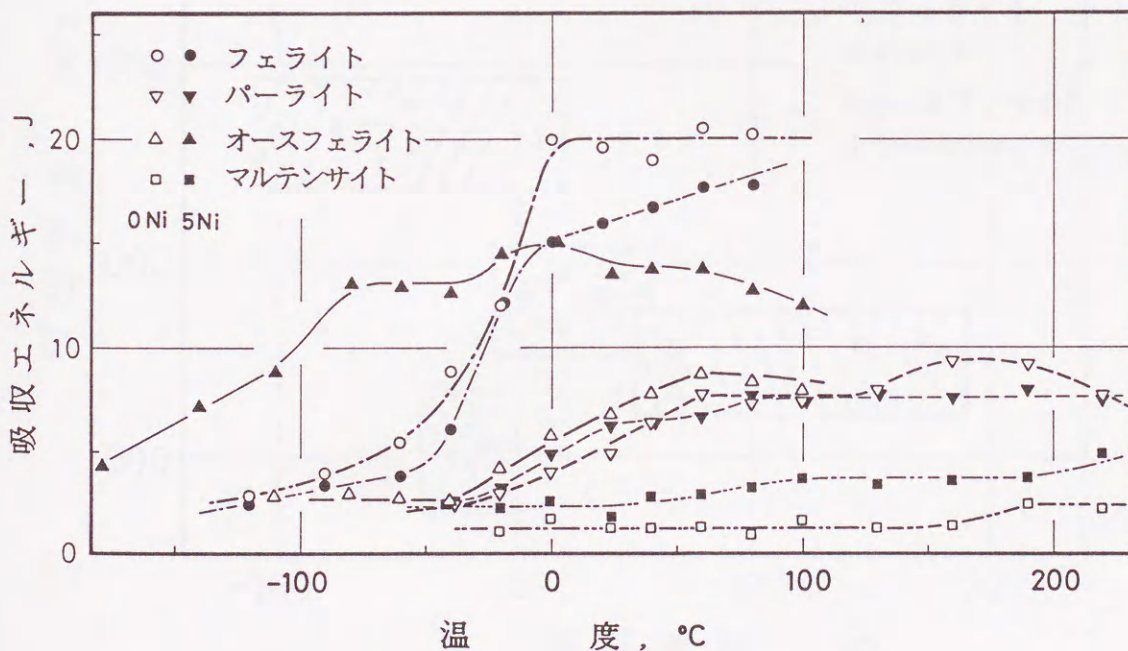


図5-15 各基地組織材の吸収エネルギー遷移特性に及ぼすNi添加の影響

れていないものと、図5-2に示すようにほとんど違いがなかったことも、一因と思われる。マルテンサイト基地組織材は、極めて弱い組織材ではあるが、Ni添加によって吸収エネルギーの増加が確認された。

ところで、Niが無添加であるオースフェライト基地組織材は、上部棚吸収エネルギーが10Jにも及ばない値であったが、5%のNi添加によって遷移曲線が100℃も低温側へ移行し、優れた低温材料としての特徴を示している。このように、基地組織材の中でオースフェライト基地組織材は、Ni添加による最も効果的な特徴が現れた。このオースフェライト基地組織のじん性は、前項でも述べたように、Ni添加によって安定な残留オーステナイトとフェライトとの混合基地組織（オースフェライト）を生成することによるものと考えられる⁷⁸⁾。

図5-16は、各基地組織材の引張強さと吸収エネルギー遷移温度との関係

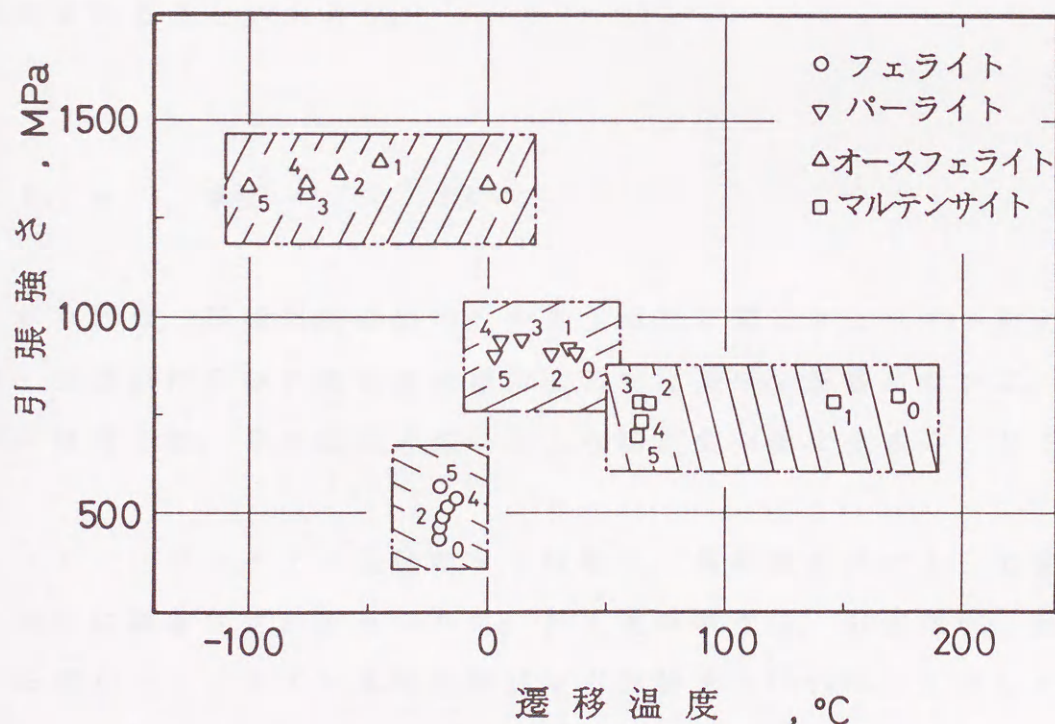


図5-16 各基地組織材の引張強さと吸収エネルギー遷移温度との関係 (添字はNi量を示す)

度との関係を示す。2段空冷処理したフェライト基地組織材は、遷移温度が $-20\sim-30^{\circ}\text{C}$ の温度範囲にあり、オースフェライト基地組織材に次ぐ良好な低温じん性材料である。この高い延性・低い強度は、フェライト基地組織材の特徴といえよう。しかし、フェライト基地組織材へのNi添加は、じん性の改善及び強度の向上には結びつかない。

パーライト基地組織材は、引張強さが 1000MPa にも及ぶが、Ni添加による強度の増加は認められなかった。また、マルテンサイト基地組織材でも、同様に強度の改善には結びつかなかった。しかし、遷移温度は大きく低温度側へ移行する傾向を示し、低温材料としてマルテンサイトの焼もどし効果とも関連させて、今後研究を進めれば何等かの有用な結果に結びつく可能性も考えられよう。

一方、オースフェライト基地組織材は、衝撃試験結果と同様に強度とじん性に富み、低温でのじん性に優れている。また、Niの添加によっても十分な改善効果が得られた。今後、いっそうの進展が期待される点といえよう。

5. 4 結 言

本章では、球状黒鉛鑄鉄中へのNi添加に関しフェライト化焼なまし処理条件及び各熱処理組織のじん性に及ぼす影響について、比較・検討した。その結果、次のような諸点を明確にすることができた。

(1) フェライト化焼なまし処理は、熱処理条件によって衝撃特性に顕著な差が認められた。Ni量の増加は、引張強さ、耐力を増し、フェライト基地組織材で引張強さが 600MPa にも達した。しかし、衝撃特性を劣化させた。この衝撃特性の劣化は、焼なまし処理後の冷却条件によって影響を受け、2段空冷処理をすることで防ぐことができた。

遷移特性は、Niの添加によっても改善できなかった。この場合、フェライト結晶粒は細粒化しても、むしろ、遷移温度は上昇した。

(2) 焼なまし処理後の冷却過程で生じるぜい化は、350~550℃付近の温度区域を徐冷されることによって顕著に起こった。これは、一種の焼もどしぜい性現象が現れることによるものと考えられる。

(3) 2段空冷処理されたフェライト基地組織材は、基地組織の中で最も優れた延性材料であり、強度は低いが、大きな吸収エネルギーと伸びを示した。2%を超えるNiの添加は、基地組織の固溶体硬化のため、吸収エネルギーを減じ、じん性が損なわれる。

(4) パーライト基地組織材は、低い吸収エネルギーを示し、Ni添加によって引張強さの向上は認められなかったが、顕著な耐力の増加が認められた。しかし、じん性が改善されるまでには至っていない。マルテンサイト基地組織材は、極めてぜい性的な材料ではあるが、Niによる吸収エネルギーの増加及び遷移温度特性の改善に効果が認められた。

(5) オースフェライト基地組織材は、1400MPaに達する高い引張強さを示し、衝撃試験では大きな最大破壊荷重値と吸収エネルギーを持つ高強度・高じん性材料である。さらに、Ni添加はこの効果を高め、低温じん性を改善し、少なくとも約3%のNi添加によって優れた機械的性質が得られた。

第 6 章

強じんオーステンパ球状黒鉛鑄鉄のじん性に及ぼすけい素量と熱処理条件の影響

6. 1 緒 言

前章までの研究において、各基地組織材のさまざまな熱処理及び合金元素添加による強じん化の可能性について詳述した。特に、オーステンパ球状黒鉛鑄鉄（以下 A D I と呼ぶ）は、従来のパーライト及びフェライト型球状黒鉛鑄鉄に比べて、極めて高いじん性と強度特性を持ち、3%を超える Ni 添加は低温じん性の改善に顕著な効果を示すことを明らかにした。

ところで、鑄鉄のオーステンパ熱処理では、多量に含まれるけい素 (S i) によって炭化物の析出を遅らせることができるため¹⁰³⁾、通常多くのフェライトと残留オーステナイトよりなる組織（最近これをオースフェライトと呼ぶことが提唱されている⁶⁸⁾）を呈している。この安定した残留オーステナイトは、優れた機械的性質及び熱的安定性を示し、疲労強度やじん性を向上させる⁴⁰⁾¹⁰⁴⁾ことから、各種の機械構造用材料¹⁰⁵⁾として最近注目され、研究が盛んである。

また、S i は、共析変態温度区間を大きくする作用を持つため、幅広く組織の形態を変化させる特徴を持っている。鋼では、このような変態温度区間を利用した応用例が多数あり⁵⁶⁾、適切な量の合金元素の添加に基づいて、熱処理や加工を組み合わせることにより組織制御して、強じん性に優れた材料の開発が行われている。鑄鉄でもこの特徴を利用して、種々の組織を組み合わせた複合基地組織を作ることが可能であろう。

範囲で前組織の微細化（特に，最終的な残留オーステナイトの微細化にともなうオーステナイトの安定化が主眼である）を図るために，オーステナイト域で短時間保持した後に，焼入れを行う。つづいて，焼入れた組織が微細化し，その後の組織生成に波及・記憶する効果を利用して⁹⁴⁾， $(\alpha + \gamma)$ 域で再び加熱保持して，オーステナイト中にMnとNiを濃化させ，残留オーステナイトの安定化により，上記の破壊起点個所の強じん化⁴²⁾⁴⁴⁾¹⁰⁶⁾と，微細なオーステナイトとフェライトの混合基地組織の導入によって，延性を与えることを目的としたものである。

この手法による強じんオーステンパ球状黒鉛鑄鉄（TADIと呼ばれる）に関する研究は，開発に着手して日が浅いので，実用部品材料としての実績例も少なく，その基礎資料も十分なものとはいえない。そこで，本章では鑄造品の特徴を生かした機械構造用部材として，ADIの有用性をより拡大するための基礎資料を得るために，特殊オーステンパ熱処理法と低合金化により，新しく開発されたTADI⁴²⁾の強じん化に対する適切な熱処理条件及び，Si含有量の影響に関する検討を計装化シャルピー衝撃試験を用いて行った。

また，鑄鉄鑄物は，凝固速度すなわち肉厚によって，基地組織の生成の仕方や機械的性質が異なり，その後に加えられる熱処理によっても，鑄造凝固時の組織が影響を及ぼし続けるものと考えられている³⁴⁾⁹⁴⁾。したがって，TADIのオーステンパ処理に及ぼす肉厚の影響についても調べた。

6. 2 実験方法

6. 2. 1 供試材

本章で用いた供試材の主な原材料は，銑鉄，鋼くずであり，溶湯成分の調整には，Fe-75%Si，Fe-75%Mn及びFe-50%Ni合金を用いた。溶解は，溶解量500kgの能力を持つ高周波誘導電気炉で行った。

黒鉛の球状化処理は、Fe-45%Si-6%Mg合金を1.7%加えて置注（つ）ぎ法で行った。また、接種は、Fe-50%Si合金を溶湯中に0.2%加えて処理した。

表6-1には、各供試材の化学組成と黒鉛球状化率を示す。なお、供試材の基本組成は、次のように調整した。試料I～IIIは、基本組成としてMnを約0.6%、Niを約2.1%とし、熱処理条件によるSiの影響を調べるために1.5、2.1、3.5%とSi量を変化させた。このMnとNiの添加は、残留オーステナイトの安定化及び破壊起点となる黒鉛-基地界面及び共晶セル境界を、これらオーステナイト生成元素によるマイクロ偏析を利用して強じん化を図るためである

表6-1 供試材の化学組成と黒鉛球状化率
(重量%)

試料記号	C	Si	Mn	Ni	P	S	Mg	球状化率, %
I	3.51	1.44	0.58	2.21	0.021	0.014	0.050	76
II	3.33	2.09	0.62	2.15	0.015	0.011	0.046	81
III	3.31	3.43	0.59	1.97	0.027	0.007	0.059	82
IV	3.44	2.14	0.19	—	0.029	0.004	0.055	93

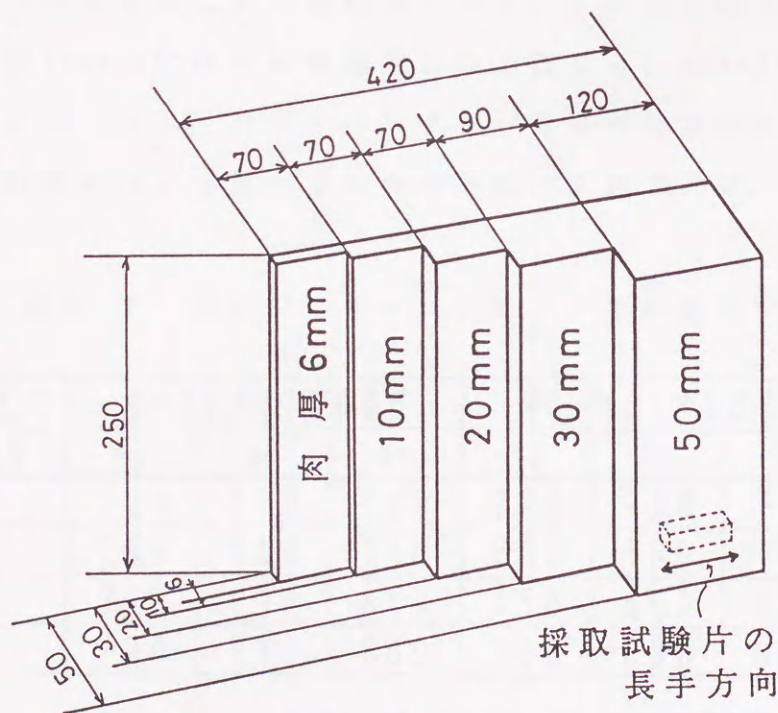


図6-2 階段状鋳物の形状と衝撃試験片の採取位置 (mm)

42)。試料IVは、約2.1%のSiで、Mn及びNiを無添加とした比較材である。成分調整された溶湯は、肉厚を6mmから50mmまでの5段階に変化させた図6-2に示した形状の階段状の炭酸ガス鑄型に鑄込んだ。なお、溶湯の鑄型への注湯温度は、約1400℃で行った。

6. 2. 2 熱処理

まず始めに、熱処理が繰り返されることにより供試材の変態温度も変化することを考慮に入れて、オーステナイト変態温度 (A_s : 開始温度, A_f : 完了温度) 並びに α と γ 量比が 1 : 1 となる温度 (A_{50}) の確認を行った。その結果を表6-2に示す。表中の変態温度は、オーステナイト変態温度が鑄放し材から、再オーステナイト変態温度が一度焼入れした前組織から、オーステンパ処理した場合である。なお、供試材の変態温度区間は、種々の温度域に20分間加熱保持して水焼入れを行い、硬さ及び組織観察から求めた。

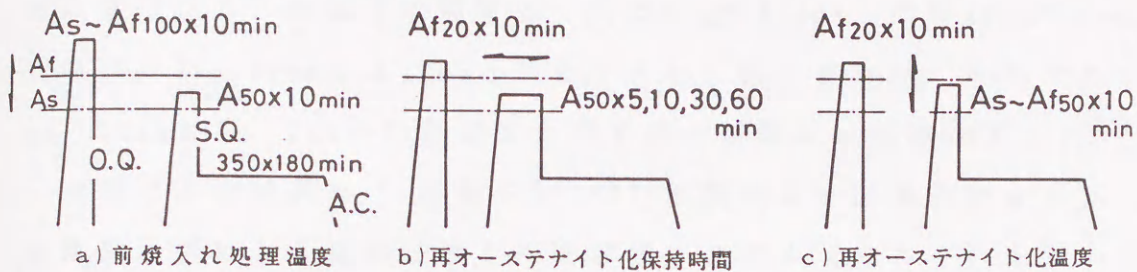
オーステンパ熱処理は、図6-3に示す熱処理条件で行った。図中の(I)は、オーステナイト化熱処理条件の相違による衝撃特性への影響を検討するための熱処理である。この熱処理に用いた供試材は、肉厚50mmの階段状の鑄塊片の中心部より11x11x55mmに切出したものである。(II)は、オーステンパ処理条件及びSi量と肉厚に与える影響について調べるための熱処理工程である。図中のオー

表6-2 供試材のオーステナイト変態温度

温度℃ 試料記号	オーステナイト変態温度			再オーステナイト変態温度		
	A_s	A_f	A_{50}	A_s	A_f	A_{50}
I	720	760	740	720	760	730
II	730	800	750	720	780	750
III	760	850	810	750	850	800
IV	770	830	800	760	820	800

A_s : オーステナイト化開始温度, A_f : オーステナイト化完了温度,
 A_{50} : α と γ が 1:1 に変態した温度

(I) オーステナイト化処理条件



(II) オーステンパ処理条件

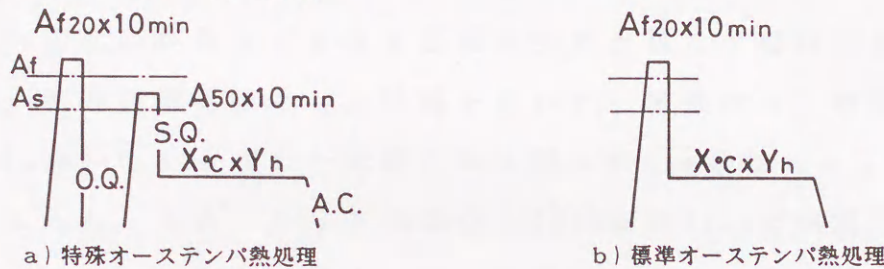


図 6-3 特殊オーステンパ熱処理の熱処理条件

A_{50} : α と γ が 1:1 に変態した温度, A_s : オーステナイト化開始温度, A_f : オーステナイト化完了温度 (添字は, A_f 温度より数字の温度だけ高いことを示す), $O. Q.$: 油焼入れ, $S. Q.$: 塩浴焼入れ, $A. C.$: 空冷, X : オーステンパ保持温度 (250, 300, 400°C), Y : オーステンパ保持時間 (1/6, 1/2, 2, 3, 5h)

ステンパ保持温度 (X) は, 250~400°C の範囲で, さらにオーステンパ保持時間 (Y) を 10分~5 時間まで変化させた。この熱処理には, 階段状の鋳塊の各肉厚の中心部より (5.5, 9, 11) x11x55mm に切出したものを供試材とした。

熱処理は, マッフル炉を用いて, 大気中で加熱し, オーステナイト化した。オーステンパ処理は, KNO_3 と $NaNO_2$ の硝酸塩系の混合塩浴で行った。なお, マッフル炉での加熱は, あらかじめ供試材に耐熱塗膜剤を塗布し, 加熱時の酸化を防止した。

6. 2. 3 衝撃試験と破壊じん性試験

衝撃試験は, 容量 98.1J の計装化シャルピー衝撃試験機を用いて, 室温ならびに -170~+90°C の温度範囲で行った。温度の調整には,

温水、イソペンタン及び液体窒素を用いた。熱処理した供試材の肉厚に基づいて、試験片の板厚は、肉厚6mmが4.5mm、肉厚10mmで8mm、肉厚20、30、50mmでは10mmとした。また、幅と長さは、それぞれ10mm、55mmとし、2mmのU形切欠き溝を持つ試験片に機械加工した。

破壊じん性試験は、小林ら⁵⁴⁾¹⁰⁷⁾が開発した計装化シャルピー衝撃試験機による動的破壊じん性評価システム(CAI)を用いた。つまり、試験片の破壊時に生じる荷重-変位曲線からのコンプライアンス変化率が急変する点をき裂発生点と見なす簡便手法⁵⁵⁾によって、動的弾塑性破壊じん性値を求めた。試験片は、標準寸法(10x10x55mm)のシャルピー試験片中央部に0.3mm幅のスリットを4mmの深さに入れ、そのスリット先端からASTM規格E813に準拠して $a_0/w = 0.6$ (a_0 :初期き裂長さ、 w :板厚)となるように疲労予き裂を導入したものである。なお、破壊じん性試験は、負荷エネルギー容量9.69J、衝撃速度1.28m/sで行った。

なお、ミクロ組織及び破面の観察には、走査型電子顕微鏡(SEM)を用い、残留オーステナイト量の測定¹⁰⁸⁾¹⁰⁹⁾には、X線回折装置を用いて行った。

6. 3 実験結果及び考察

6. 3. 1 前焼入れ処理時のオーステナイト化温度の 衝撃特性への影響

ADIにあらかじめミクロ偏析が消失しない範囲での加熱と焼入れをすれば、その基地組織を微細化し、その後のオーステンパ熱処理によって優れたじん性が得られる⁴²⁾⁷⁸⁾。そこで、1.5~3.5%のSi量を含む各試料の最適な前焼入れ処理時のオーステナイト化温度について検討した[図6-3, (I)-a]。図6-4は、各試料の前焼入れ処理時のオーステナイト化温度と衝撃値の関係である。MnとNiを含まない試料IVは、($\alpha + \gamma$)域のオーステナイト化

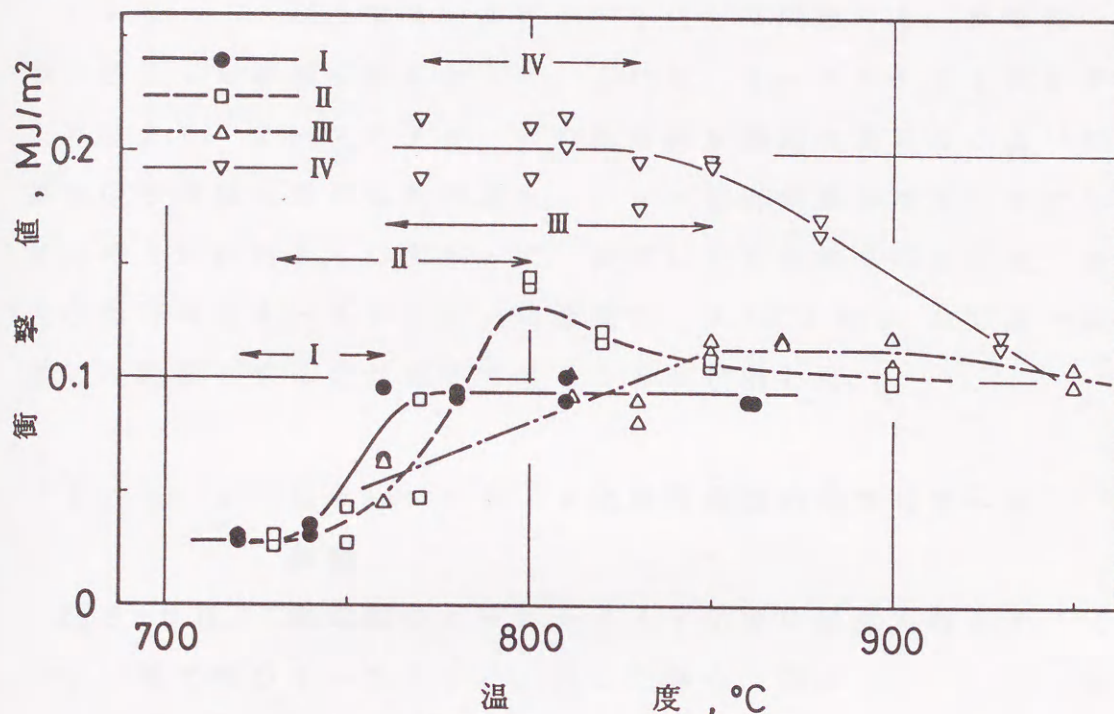


図 6-4 前焼入れ処理時のオーステナイト化温度と衝撃値の
関係 [矢印は $(\alpha + \gamma)$ 域の温度範囲を示す]

で高い衝撃値を得たが、 A_1 以上でオーステナイト化をした場合には、温度が高くなるにつれて衝撃値は低下した。 $(\alpha + \gamma)$ 域でのオーステナイト化は、黒鉛近傍と共晶セル境界部でのオーステナイト化温度に大きな差があるため、黒鉛周囲には大きなフェライトと、共晶セル境界にはオースフェライト組織が発達するため、温度上昇とともにしだいに衝撃値が高くなった。しかし、オーステナイト化温度が A_1 を越えると焼入れ効果も高まり、前組織は微細化されるものの、その後のオーステンパ熱処理によって、微細な2次黒鉛粒子が多数析出することによって、衝撃値は減少した。

一方、Mn及びNiの添加は、 $(\alpha + \gamma)$ 域の低温度側での焼入れ処理で、衝撃値を低くした。これは、オーステナイト化温度が低いため、所期の目的である組織の微細化が十分にされなかったことによると思われ、オーステナイト化温度の上昇とともに衝撃値は増加した。

しかし、 A_1 以上でオーステナイト化した場合にも、衝撃値の増加が必ずしも認められなかった。これは、オーステナイト化温度の上昇により、オーステナイト中の固溶炭素濃度を高めること¹¹⁰⁾や基地中の各種元素の拡散が進み、ミクロ偏析効果が消失しやすくなるためと思われる。したがって、安定した衝撃値を得るには、前焼入れ処理時のオーステナイト化温度を、 A_1 直上から 20°C 高い温度までの範囲とするのが有効であることが判明した。

6. 3. 2 再オーステナイト化保持時間の衝撃特性への影響

図6-5は、短時間のオーステナイト化後に油焼入れして、 $(\alpha + \gamma)$ 域で再びオーステナイト化した場合 [図6-3, (I)-b)] の保持時間によるSi量と衝撃値の関係である。試料Iの1.5% Siでは、保持時間の増加につれてわずかに衝撃値が上昇した。試料IIIの3.5% Siは、多量の黒鉛化促進元素であるSiの添加により、

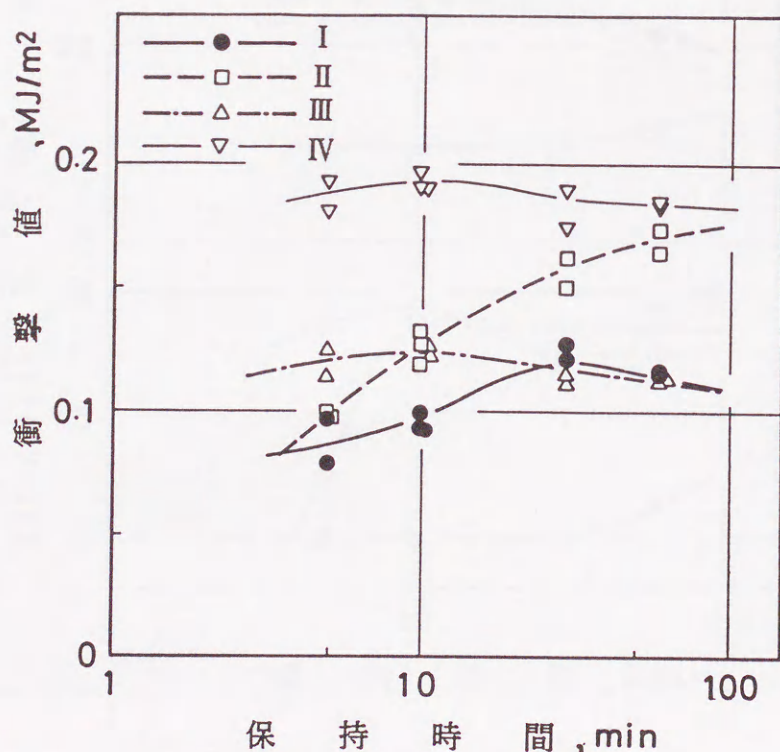


図6-5 再オーステナイト化保持時間とSi量の衝撃値への影響 (試験温度: $23 \sim 26^\circ\text{C}$)

炭化物の析出が起こりにくく、安定した残留オーステナイトが導入されると思われ、衝撃値の向上も期待された。しかし、保持時間による変化が認められず、目指した効果は得られなかった。

一方、2.1% Si の試料 II は、保持時間が増すとともに衝撃値が増大する傾向が現れた。また、Mn と Ni の無添加の試料 IV は、添加材に比べて衝撃値が2倍にも達する高い値を示した。

これらの試料のロックウェル硬さと、残留オーステナイト量の変化の様子を図 6-6 に示した。硬さは、再オーステナイト化保持時間が長くなるにつれて減少する傾向を示した。しかし、Si 量による硬さの変化は小さかった。

低い Si 量の試料 I の場合には、残留オーステナイトが短時間の

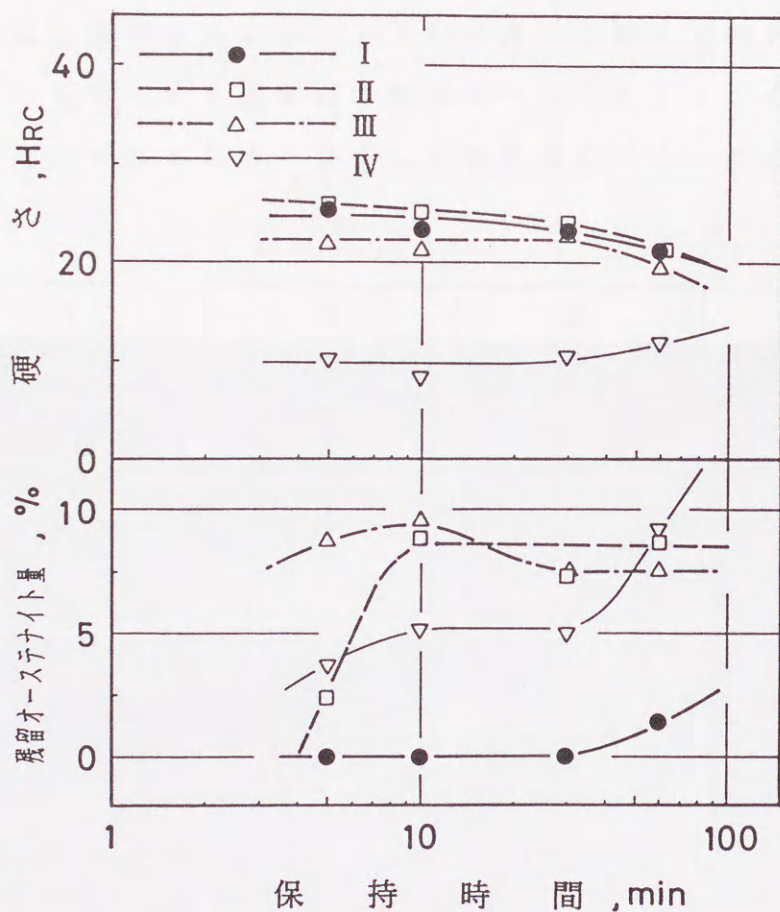


図 6-6 再オーステナイト化保持時間によるロックウェル硬さ及び残留オーステナイト量の変化

オーステナイト化処理では認められなかった。しかし、Si量の増加は、残留オーステナイト量を高めている。Siは、フェライト生成元素ではあるが、一方では黒鉛化促進元素であるために炭化物の析出を抑えるため、オーステナイトの安定化に働き、多くの残留オーステナイトの生成を促進したことによるものと考えられる。

ところが、**図6-7**のSEM組織写真に示されるように、10分間保持した低Siの試料Iでは、前組織による影響が残って、無秩序に生成したオースフェライトで、Si量が高まった試料IIは、再オーステナイト化時に焼なましされ、均等に分布したフェライト相をとまなう微細なオースフェライトとの混合組織であった。しかし、試料IIIでは、セル境界部に相当するところに粗大なオースフェライトが認められた。また、黒鉛化促進元素である多量のSiを含むために、黒鉛近傍ではフェライト化が進み、所期の目的とする組織とはなっておらず、Si添加材の残留オーステナイトの安定度にも問題があると思われるため、必ずしも衝撃値の向上は認められなかつ

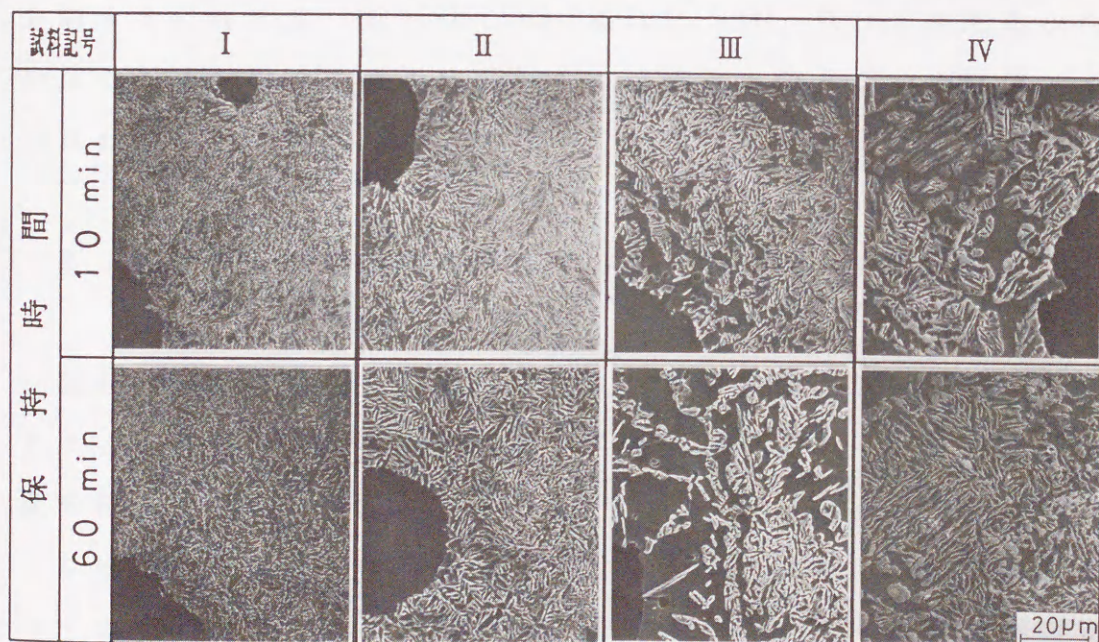


図6-7 再オーステナイト化保持時間における各試料のSEM観察組織写真

た。

一般に、オーステナイト化温度を下げることや、 $(\alpha + \gamma)$ 域での加熱保持は、オーステナイト中への炭素固溶量を減じる方向にあるが、炭素とともにMnとNiがオーステナイト相中へ拡散・濃化される。試料Iの10分間の短時間保持では、オーステナイトとフェライト相間での合金元素の濃度分配が十分に起こらず、低い衝撃値になったと思われる。しかし、60分間の保持時間では、濃度分配により残留オーステナイト中に炭素やMn¹⁰⁰、Ni⁹⁰100⁶の濃化が十分に起こり、衝撃値が向上したと考えられる。試料IIは、微細なオースフェライトと加熱保持時に焼なましされたフェライト相を生成しており、このため濃度分配も十分に起こって、残留オーステナイトがより安定化され、顕著な衝撃値の向上が見られたものと思われる。このように適切なSi量の添加が、フェライト及びオーステナイト組織の良好な生成を促進し、じん性の向上に寄与したものと考えられる。

ところで、試料IVは、衝撃値がMn、Ni添加材に比べて2倍にも達する優れた高い値を示した。これは、MnやNiが加えられていないため、強度や硬さは低いものの延性が向上し、衝撃値が高く現れたものと思われる。

6. 3. 3 衝撃特性に及ぼす再オーステナイト化温度の影響

図6-8は、鑄放し材を一度焼入れして微細化した後に、オーステナイトあるいは $(\alpha + \gamma)$ 域で再度加熱し、オーステナイト化温度を種々変化させて[図6-3, (I)-c]、オーステンパ処理した場合のSi量と衝撃値の関係である。 $(\alpha + \gamma)$ 域での再オーステナイト化は、その加熱温度が高くなるにつれて衝撃値を増したが、オーステナイト域に入ると大きな低下が認められた。これは、図6-9に示したように、再オーステナイト化温度の低い時に現れる粒状形態のオースフェライト組織から、本特殊オーステンパ熱処

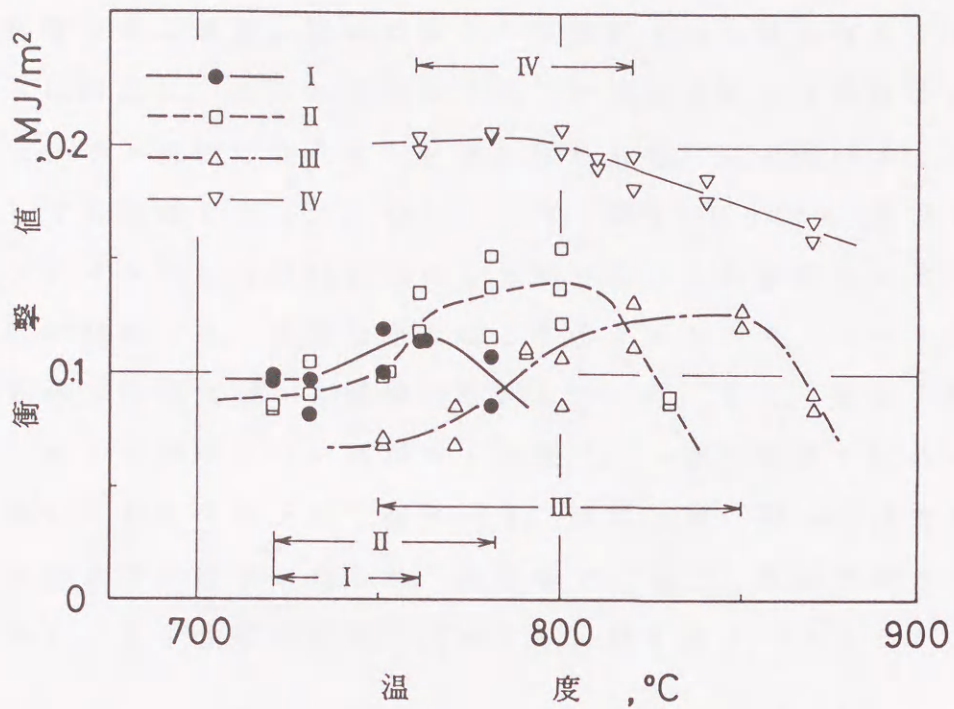


図 6-8 再オーステナイト化温度による Si 量と
衝撃値の関係

[矢印は各試料の ($\alpha + \gamma$) 域の温度範囲を示す]

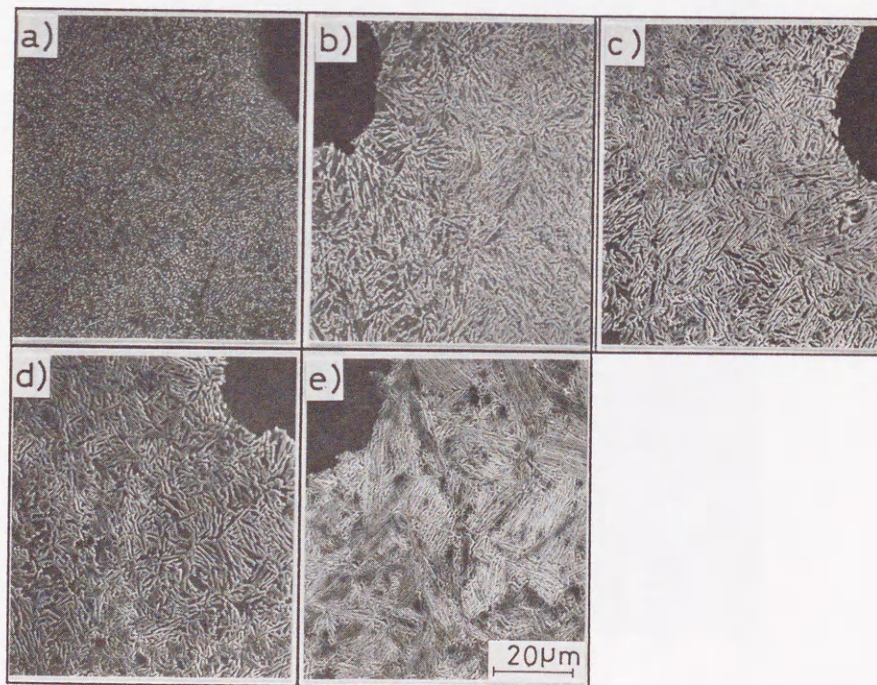


図 6-9 2.1% Si の再オーステナイト化温度による
基地組織の変化

a) A_s , b) A_{50} , c) A_r , d) A_{r20} , e) A_{r50}

理の特徴である延性に富んだ強じんな性質を持つ微細なオースフェライトに対応し、さらに温度が上昇した場合の粗大な繊維状のオースフェライト組織に変化した結果と思われる。この傾向は、S i 量が増しても同様であった。このことは、図 6-10 の A_r直上で再オーステナイト化した試料破面のSEM写真からも推察される。S i 量の低い材料では、黒鉛粒子を核とするディンプルパターンが認められるが、基地は擬へき開破面を示していた。また、高S i 材では、M n, N i の添加がない試料IVと同様に、へき開破壊が認められ、低温でのじん性の低下が予測される。試料IIは、擬へき開であるが、黒鉛界面に深い絞りが見られ、延性域での高じん性が予測される。しかし、S i 量の増加は、(α + γ) 域を広げ、フェライト化を

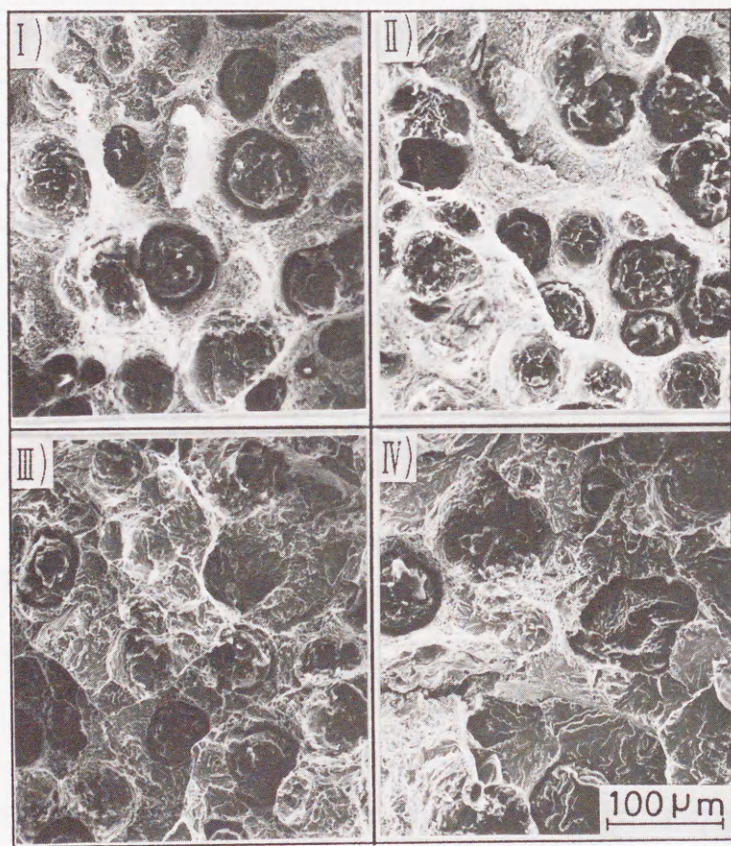


図 6-10 各試料の再オーステナイト化温度 (A_r) における SEM 観察破面写真 (試験温度: 室温)

試料 I) 1.5% S i, II) 2.1% S i, III) 3.5% S i,
IV) N i, M n 添加なし

促進するため、温度上昇にともない緩やかに衝撃値が上昇する傾向にある。衝撃値に及ぼすSi量の影響は、試料I < III < IIの順に高い値となり、試料IIの2.1% Siが最適であることが判明した。しかし、衝撃値は、再オーステナイト化温度がオーステナイト域に入ると急激に低下するため、良好な衝撃特性を得るには、 A_r 直上近くで再オーステナイト化することが肝要であろう。

一方、試料IVは、Mn、Niの添加がないために、再オーステナイト化時に粗大なフェライト組織が成長し、 $(\alpha + \gamma)$ 域では大きな衝撃値を示した。しかし、再オーステナイト化温度の上昇とともに粗大なオースフェライトを生成し、衝撃値が低下した。

図6-11は、計装化シャルピー衝撃試験時の最大破壊荷重と衝撃値の関係である。ここでは、高い衝撃値を持つMn、Niの無添加材と最大破壊荷重の大きな添加材に分けることができる。とりわけ、添加材は、再オーステナイト化温度を変えることによって、衝撃値と破壊荷重が大幅に変えられるという特徴を持っている。

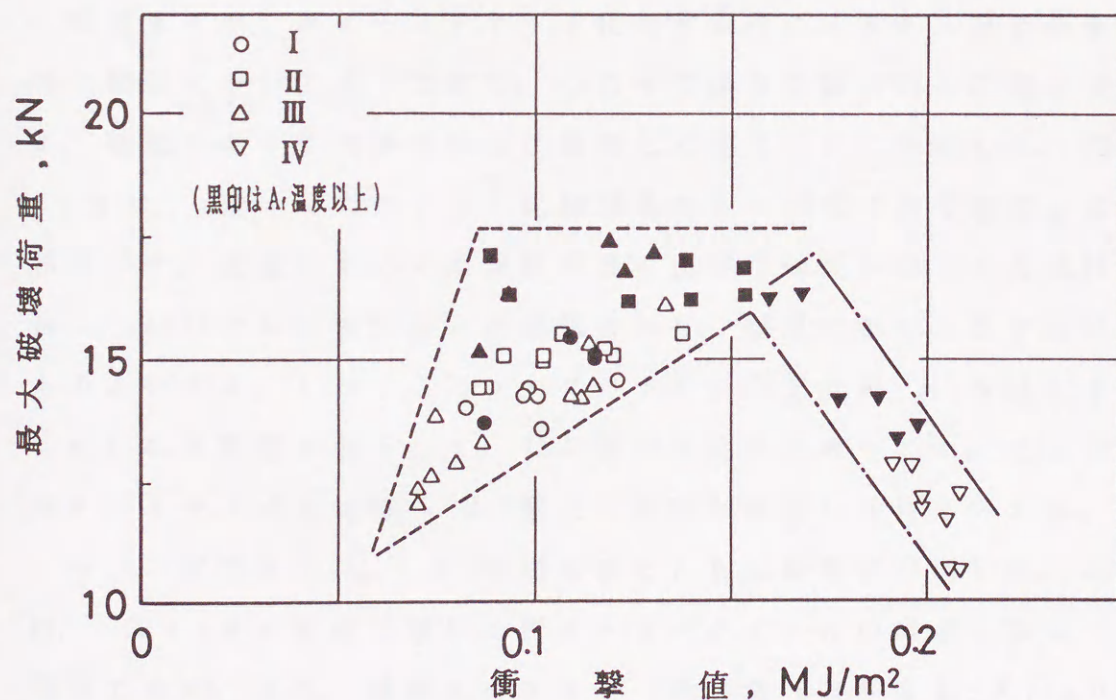


図6-11 再オーステナイト化温度における最大破壊荷重と衝撃値の関係 (試験温度: 23~26℃)

一方、S i 量の増減は、最大破壊荷重に影響を与えた。低い S i 量では、再オーステナイト化温度による影響が小さく、衝撃値や強度の向上が望めなかった。これは、低 S i 量の場合、フェライト相中に炭化物の析出が促進される¹¹⁾ことも大きな要因であろう。過度の S i 量では、残留オーステナイトが増えるがその安定度は一定せず、また粗大なオースフェライト組織となるため、広範囲に最大破壊荷重が変化して、衝撃値も試料 II に比べ低い値となった。

ところが、適量に添加された試料 II の 2.1% S i 材では、A_r直上の再オーステナイト化が最大破壊荷重を上昇させ、さらに衝撃値をも高める効果が得られた。また、無添加材の試料 IV でも、一部添加材と同様な最大破壊荷重が得られたが、再オーステナイト化温度を添加材より高くする必要がある。

6. 3. 4 再オーステナイト化処理条件による低温特性と破壊じん性

前項までは、再オーステナイト化処理条件による S i 量と衝撃特性の関係について述べて来た。これらの結果を総合的に評価するため、低温における衝撃特性及び破壊じん性について検討した。図 6-12 は、再オーステナイト化処理条件と -40℃での衝撃値との関係を示す。室温において衝撃値が高く良好な結果が得られた試料 II は、-40℃でも同様に高い衝撃値となり、低温でのじん性が良好なものといえる。しかし、再オーステナイト化温度が A_rを越えるときに衝撃値が低下して、じん性の劣化が認められた。ここでも再オーステナイト化は、A_r直上の温度が最適な条件といえる。

一方、試料 IV では、A_rを越えるとともに衝撃値が増した。これは、図 6-8 の室温における再オーステナイト化の場合と異なった結果である。また、標準オーステンパ熱処理（試料 II を A_{r20}で 10 分間保持してオーステナイト化した後に、350℃で 3 時間のオーステンパ処理したもの：約 20%の残留オーステナイト量）は、低い衝撃値であり、短時間のオーステナイト化は低温じん性に劣るので注

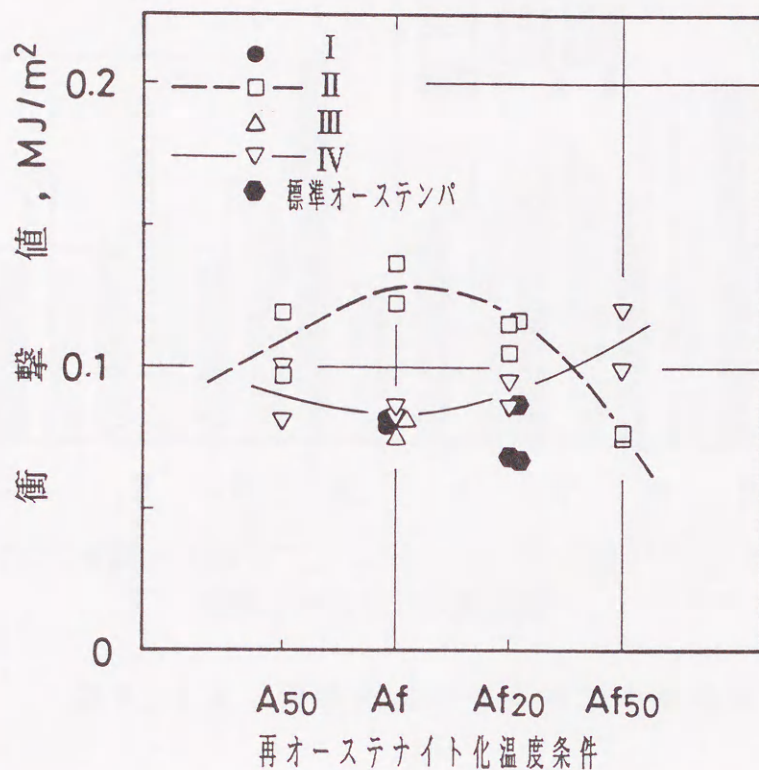


図 6-12 再オーステナイト化処理条件による
-40℃での衝撃値と Si 量の関係

意を要する。

図 6-13 には、各試料の室温における動的な弾塑性破壊じん性値である J 積分値 (J_d) の測定結果及び U 形切欠き溝を持つシャルピー衝撃試験による衝撃値と最大破壊荷重を示した。A_r直上での再オーステナイト化は、 α と γ が 50% ずつ存在したものに比べて衝撃値、最大破壊荷重及び破壊じん性値とも良好な値を示した。

このことは、A_r直上で再オーステナイト化が行われると、より微細なオースフェライト組織になり、恐らく合金元素の濃化も効率よく進行するためであろう。なお、この温度でも完全にオーステナイトが一相にはなり切っておらず、焼なましされたフェライトを含む遷移的な段階にあるものと考えている。Si 量の増減は、強度及びじん性の改善に結びつかなかった。その添加量には、適切な範囲

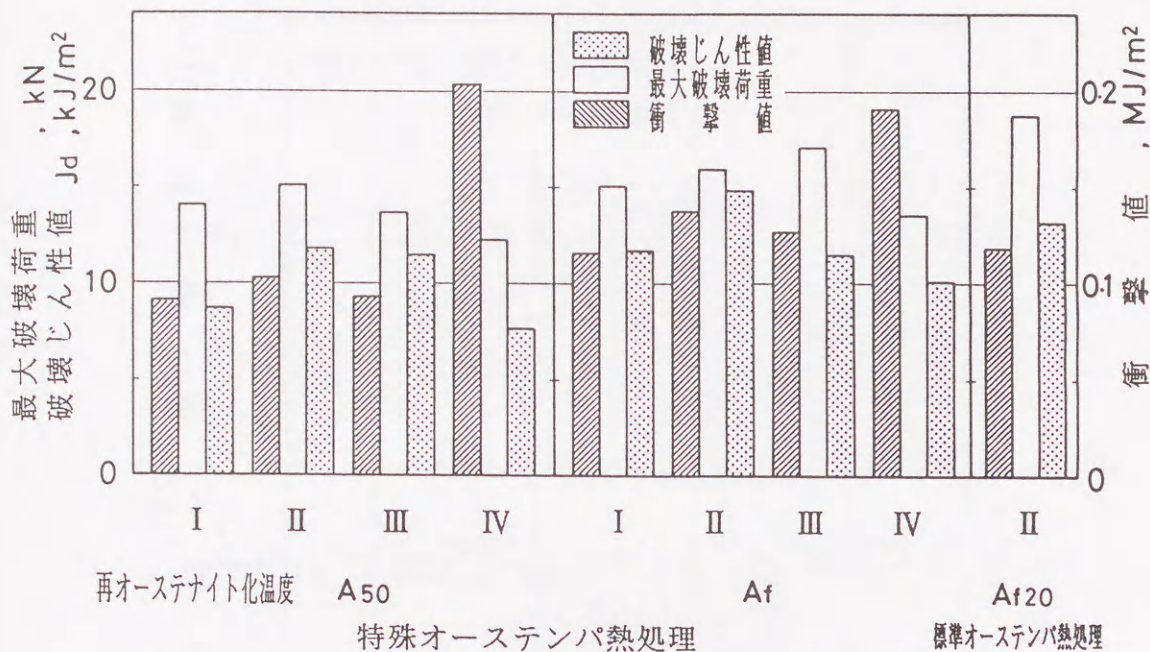


図 6-13 室温における各試料の破壊特性

があるものと考えられ、本実験では 2.1% の S i 量 (試料 II) が強度とじん性に良い調和を持つことが明らかとなった。

一方、試料 IV では、最大破壊荷重が減少したが、高い衝撃値となり、延性的な特徴を示した。しかし、破壊じん性値は、衝撃値が高くなっているにもかかわらず低い値となった。このことは、一見して衝撃値が優れ、極めてじん性に富んだ材料と認識されるが、強度としては低下しており、き裂発生段階の抵抗値の面からは劣っており、使用上で注意を要する点であるといえよう。

6. 3. 5 衝撃特性に及ぼすオーステンパ処理条件と

S i 量の影響

一般に、A D I の機械的性質は、オーステンパ処理条件により大きな影響を受けることが知られており、そのため厳密な熱処理操作が必要である。図 6-14 は、各オーステンパ熱処理におけるオーステンパ保持温度と衝撃値、ロックウェル硬さ及び残留オーステナイト量の関係である [図 6-3, (II) の熱処理]。この結果、特

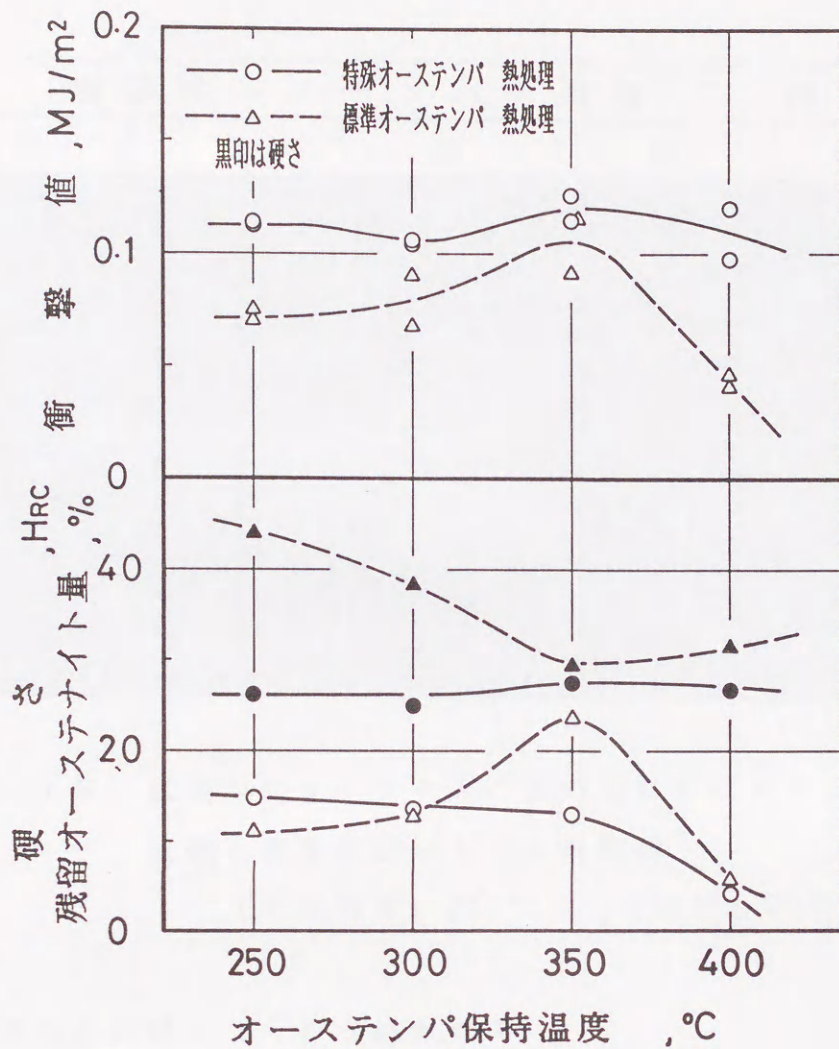


図 6 - 1 4 各オーステンパ熱処理における保持温度と残留オーステナイト量及び機械的性質の関係

(試料 II, 保持時間: 3h, 肉厚: 50mm)

殊オーステンパ熱処理材は、オーステンパ保持温度の高低にかかわらず安定した衝撃値を示している。これは、図 6 - 1 5 の組織観察で示すように、あらかじめオーステナイト域からの焼入れにより微細な前組織を生成し、その後のオーステンパ処理における ($\alpha + \gamma$) 域からの恒温処理によって、焼なましされたフェライトとオースフェライトの微細混合組織となり、残留オーステナイトがかなり安定化しているため、残留オーステナイト量や衝撃値は温度に対し

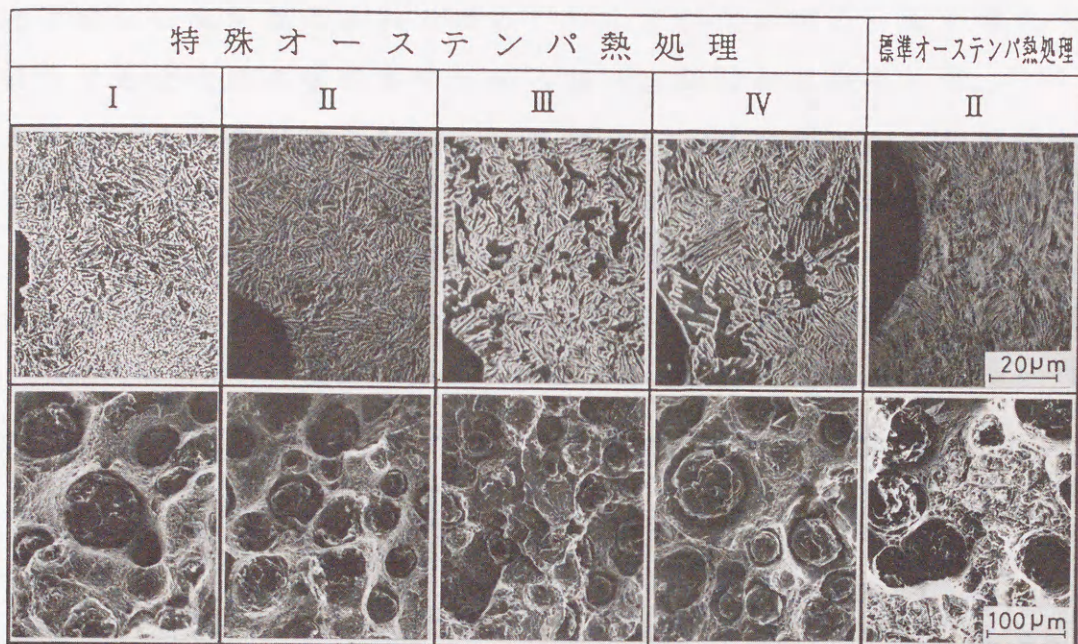


図 6-15 代表的なオーステンパ熱処理におけるマイクロ組織と衝撃破面の SEM 観察例
(保持温度: 350°C, 保持時間: 3h の場合)

てその変化が鈍感になったと思われる。

ところが、標準オーステンパ熱処理材では、残留オーステナイト量の増加につれて、衝撃値が 350°C で最大値を示し、それ以後は低下した。これは、従来から報告^{112) 113)}されている 350°C 付近のオーステンパ保持温度で最も高い衝撃値を示し、400°C では衝撃値が低下することと一致した。つまり、残留オーステナイトの安定度が低いため、オーステンパ保持温度によってその量が変わるためであろう。

次に、図 6-16 は、Si 量を変化させた場合の特殊オーステンパ熱処理におけるオーステンパ保持温度と衝撃値及び残留オーステナイト量の関係である。Si 量の低い試料 I は、保持温度が高くなるとともに衝撃値が徐々に減少した。この 1.5% Si 材の衝撃値が低いことは、Si 量が少ないために炭素の濃化による残留オーステ

ナイトの安定化が妨げられること（図6-15より認められる）や炭化物の生成が促進されるため¹¹⁴⁾にぜい化が起こったと考えられ、破面でも炭化物の生成を暗示する擬へき開面が認められた。

一方、Si量が高い試料II、IIIでは、高温側で再び衝撃値が増す傾向が認められた。これは、Siにより炭化物の析出が抑制されるために、残留オーステナイトが高温側まで安定に存在することによると思われる。ここで、試料IIの2.1% Si材は、高い衝撃値

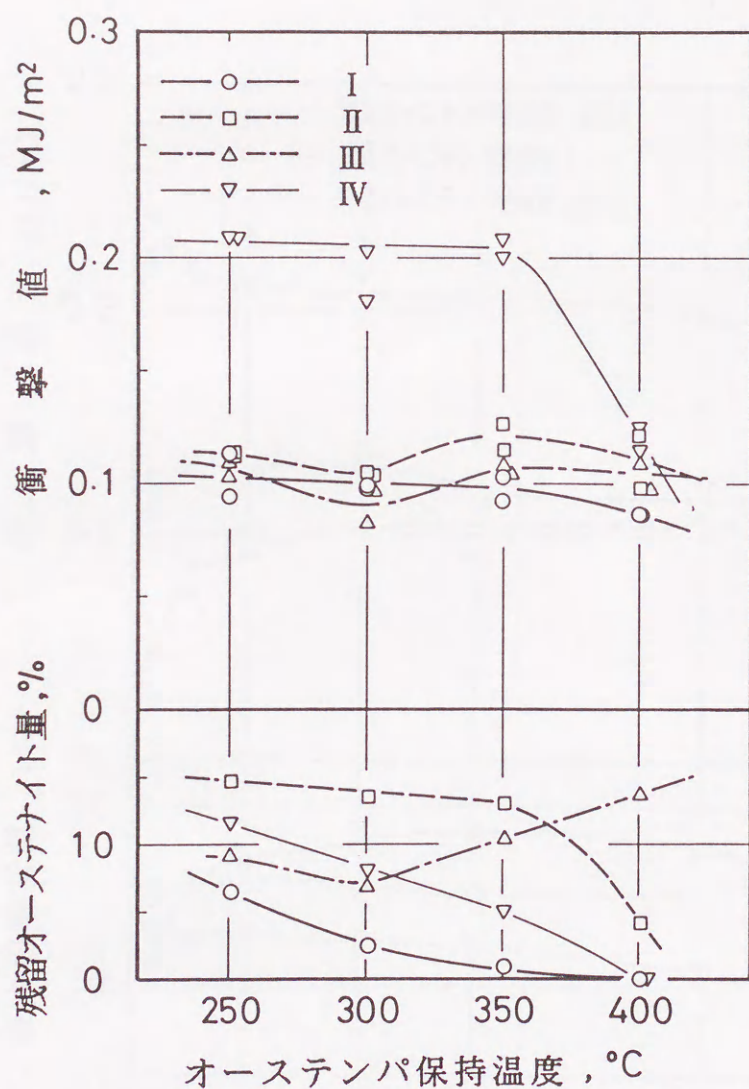


図6-16 特殊オーステンパ熱処理におけるオーステンパ保持温度と衝撃値及び残留オーステナイト量との関係 (保持時間: 3h, 肉厚: 50mm)

を示した。しかし、さらに Si 添加量を増した 3.5% Si 材 (試料 III) では、特に効果はなかった。

一方、試料 IV は、250~350℃ のオーステンパ保持温度で、Mn, Ni を添加した I~III の試料の約 2 倍の衝撃値を示したが、400℃ ではフェライトの粗大な成長によって、衝撃値が半減した。この低温域でのオーステンパ熱処理による衝撃値の大きな増加は、Mn, Ni の添加がないためにオーステナイト化時に黒鉛近傍を中心としてフェライト化が進行し、引き続く ($\alpha + \gamma$) 域からのオーステン

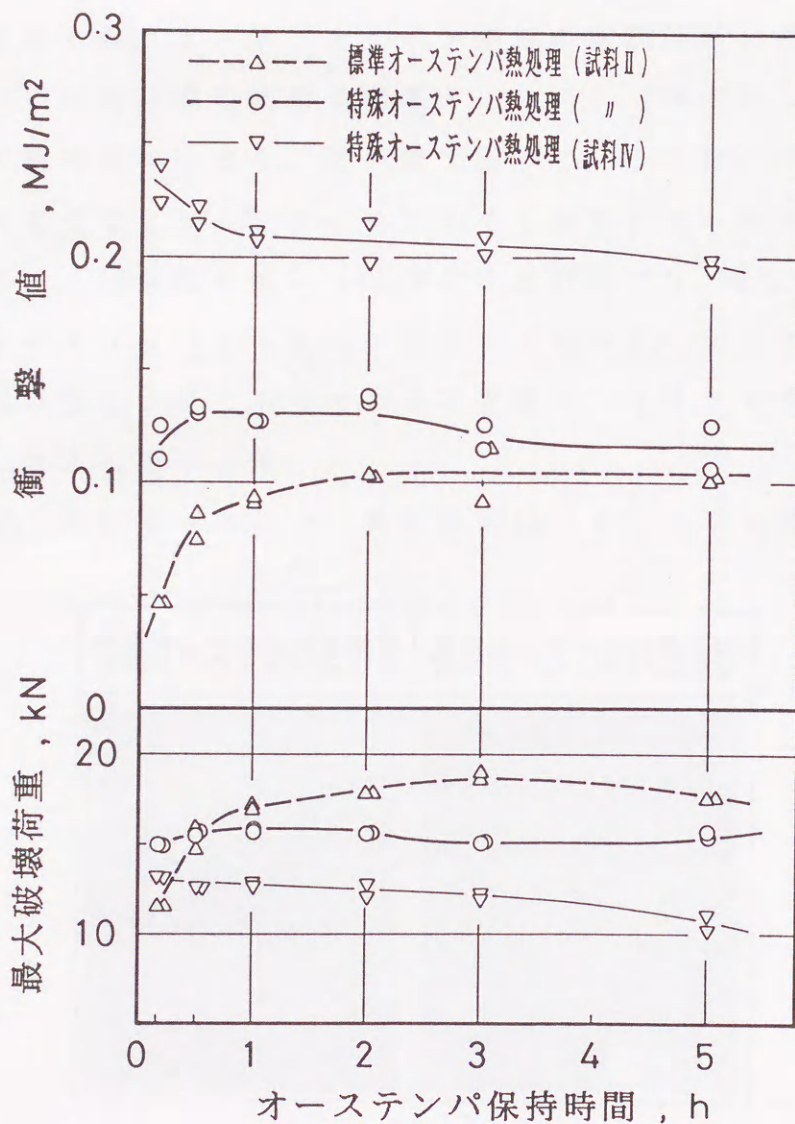


図 6-17 各オーステンパ処理における保持時間と衝撃値、破壊荷重の関係 (保持温度: 350℃, 肉厚: 50mm)

パ処理によって、オースフェライトとの混合組織となるために衝撃値が高くなったものと考えられる。このため、強度は望めないものの、ミクロ組織でも大きなフェライトが認められ、延性的なディンプル破面を示していた。

次に、オーステンパ処理時のオースフェライト組織生成に大きな影響を与えるオーステンパ保持時間について検討した。図6-17は、良好なじん性が得られた350℃でのオーステンパ処理における保持時間と衝撃値及び最大破壊荷重の関係である。いずれのオーステンパ処理の場合にも、1時間の保持時間で安定した衝撃値と最大破壊荷重となった。オースフェライト変態の初期段階に相当する10分という短い保持時間の場合の標準オーステンパ熱処理では、衝撃値と最大破壊荷重が小さく、ぜい弱であった。これは、前段階の焼入れ処理をすることなく、オーステナイト域からオーステンパ処理されるために、10分間のオーステンパ保持時間では図6-18に示すようにオースフェライト反応が完了しておらず、オーステナイト中への炭素の濃化が起こらないため不安定で、マルテンサイトの生成が認められることによる。

ところが、特殊オーステンパ熱処理では、オースフェライト組織

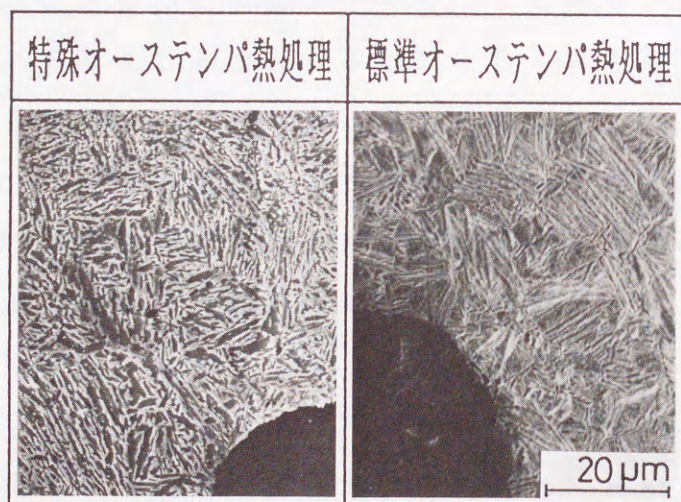


図6-18 オーステンパ保持時間を10分間とした場合の
ミクロ組織 (試料II, 保持温度: 350℃)

に大きな差は認められず、短時間のオーステンパ処理でも、衝撃値の大きな減少とはならなかった。これは、 $(\alpha + \gamma)$ 域での再オーステナイト化によって、一部が焼なましされたフェライト組織として存在するため、オーステンパ処理時のオースフェライト反応の進行が速く進んだものと思われる。

一方、Mn, Niの添加がない試料IVでは、10分間のオーステンパ処理で高い衝撃値を示した。これは、非合金材なので潜伏期間が短く、短時間でオースフェライト反応が進むためと思われるが、最大破壊荷重は低減した。

6. 3. 6 オーステンパ処理材のじん性に及ぼす凝固速度の影響

一般に、鑄鉄材料は肉厚感受性を持ち、同一の溶湯成分であっても、その凝固速度により生成される組織及び機械的性質が異なることが知られており、鑄放し材のその後に受けるオーステンパ処理による各肉厚部の衝撃値への影響について検討することは、実用上も興味深いといえよう。特に、本実験に用いている低合金材は、黒鉛界面へのNi, 共晶セル境界へのMnのマイクロ偏析を利用し、オーステナイト化温度を局部的に低下させて、この部分に安定した残留オーステナイトを導入しようとする意図を含んだものであるために、特に重要である。

図6-19は、各熱処理法による衝撃値と、残留オーステナイト量に及ぼす鑄物の凝固速度すなわち、肉厚とSi量との関係を示している。標準オーステンパ熱処理材は、高い残留オーステナイト量を示したが、衝撃値への肉厚による影響は少なかったことが示されている。一方、特殊オーステンパ熱処理材は、肉厚6, 10mmの薄肉部で低い衝撃値を示した(本実験では、肉厚6, 10mmの場合には標準シャルピー試験片寸法より薄肉の試験片を用いているので、一般に衝撃値が低めに現れる傾向にあるが、この点を加味しても、低く現れた。このことは、急冷凝固による炭化物の生成が、その後の熱

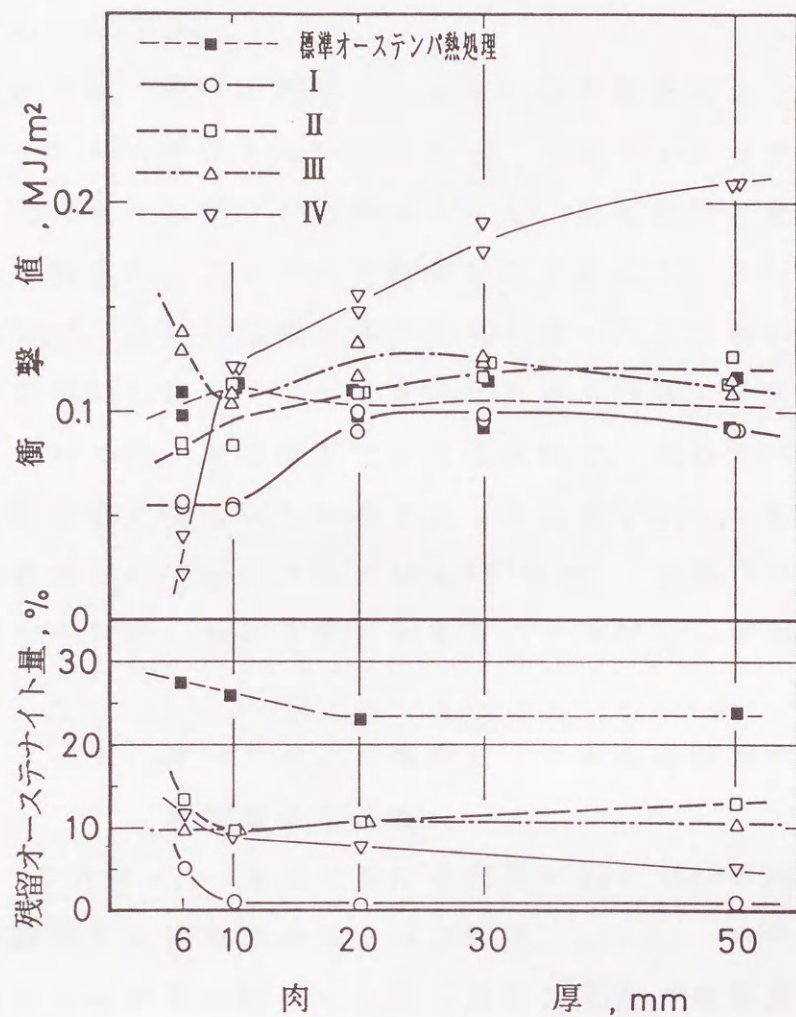


図 6-19 衝撃値，残留オーステナイト量に及ぼす肉厚及び
S i 量の影響 (保持温度：350℃，保持時間：3h)

処理によっても解消しないためかも知れない)。しかし、20mmを超える厚肉部では、衝撃値を増し、標準オーステンパ熱処理材に勝るものも認められた。これは、前項で述べたように、本熱処理法の特徴である再オーステナイト化時の ($\alpha + \gamma$) 域からの、オーステンパ処理によって生成されるフェライトと、残留オーステナイトの混合組織 (オースフェライト) に起因するものと思われる。ところが、S i の増加は、薄肉部での衝撃値を高めた。この原因は、S i によって炭化物の生成が抑制されて、多量のオーステナイトが残留する

115)116) ことやフェライトの生成が、黒鉛近傍で促進されやすくなったためであろう。

試料Ⅳでは、肉厚の増加にともない衝撃値を大きく増した。これは、Mn, Niを含まないことから、($\alpha + \gamma$)域での再オーステナイト化とオーステンパ処理によって、黒鉛近傍に変形の抵抗となる大きく軟らかいフェライト粒が存在すること、及び黒鉛粒子間距離の増加が、高い衝撃値を示す結果となったと思われる。ただし、本実験で用いたMn, Niを含み、しかも特殊オーステンパ熱処理をした材料では、低温度下での引張試験で、残留オーステナイトの加工誘起変態によるいわゆるTRIP現象を示し、特に低温延性の優れた鋳鉄として注目されている⁴²⁾ので、室温での衝撃値のみでは必ずしも判断しかねる部分があることも付言しておきたい。

6. 3. 7 オーステンパ処理による衝撃遷移特性と動的破壊じん性

図6-20には、室温における肉厚20mmと50mmの場合の、動的な弾塑性破壊じん性値であるJ積分値(J_d)と、U形切欠き溝を持つシャルピー衝撃試験による最大破壊荷重及び衝撃値を示す。標準オーステンパ熱処理材は、従来のADIと同様に高い最大破壊荷重と良好な破壊じん性値を示した。

ところが、試料Ⅱの特殊オーステンパ熱処理した同一試料では、最大破壊荷重は低く現れたものの、塑性変形をともなうき裂の安定成長過程が認められ〔図中の波形a), b)を参照〕、材料のき裂発生段階における抵抗値といわれる破壊じん性値にも遜色がなかった。これは、硬軟の基地組織を持つ本特殊オーステンパ熱処理材の有用性を示す特徴といえよう。また、20mmと50mmの肉厚の相互間でも、これらの結果との差がなかったことも注目される。試料ⅠとⅢは、各肉厚間で破壊じん性値に差が現れ、50mmの厚肉部では破壊じん性値が上昇したが、衝撃値は低下した。このことは、厚肉材でのき裂の伝ばが不安定になりやすいことを示唆している。

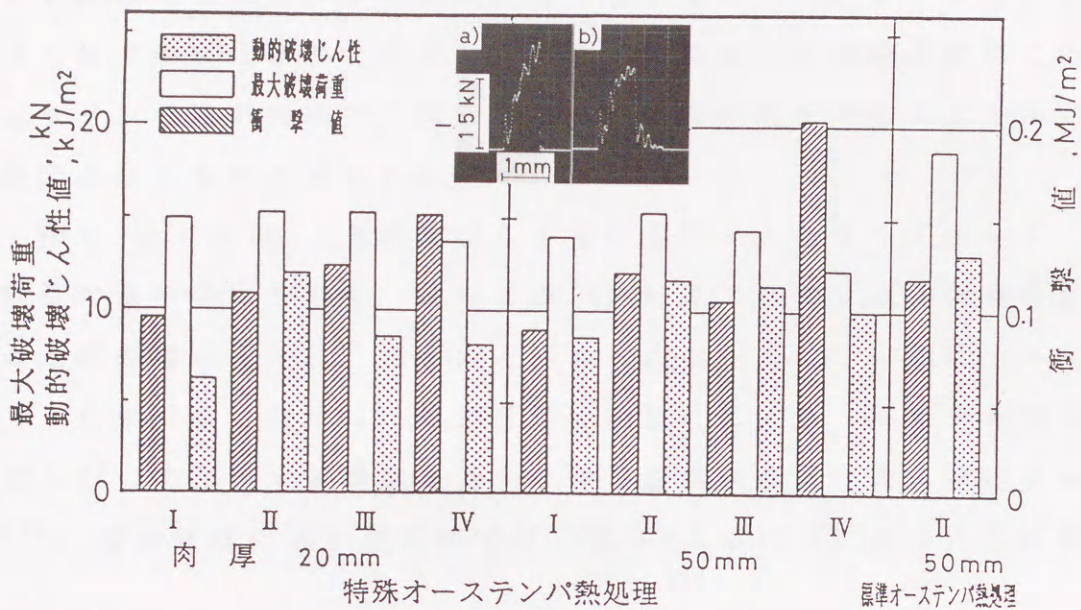


図 6 - 2 0 室温における各試料の肉厚による破壊特性
(保持温度: 350°C, 保持時間: 3h)

[写真は, a) 標準オーステンパ熱処理材, b) 特殊オーステンパ熱処理 (肉厚 50mm) である]

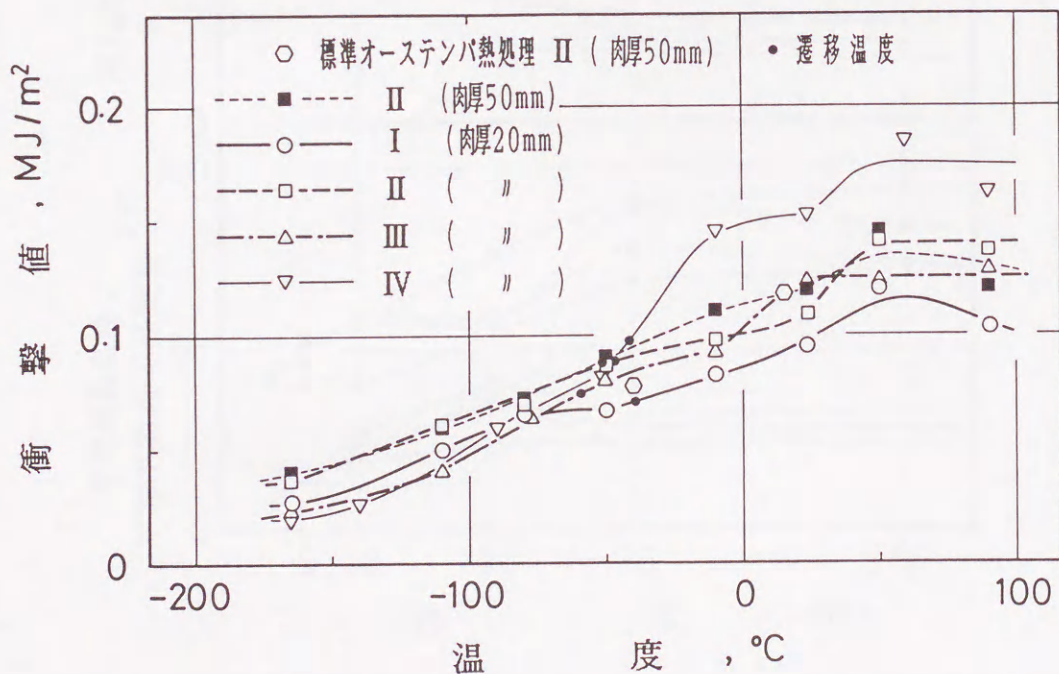


図 6 - 2 1 肉厚及びと Si 量による遷移特性の比較
(保持温度: 350°C, 保持時間: 3h)

一方、S i 量に適正な範囲が存在するのは、S i がオースフェライト組織の生成に大きな働きを持つためであろう。とりわけ、低い S i 材での炭化物の生成や、高い S i 材における黒鉛近傍部でのフェライト組織の生成などについては、衝撃特性を考える上で大きな要因となるものと思われる。

図 6-2 1 には、肉厚及び S i 量の変化にともなうシャルピー衝撃値の遷移曲線を示す。試料 II の 2.1% S i 材における各肉厚間での遷移曲線の変化は、ほとんど認められなかった。一般に、フェライト化焼なまし材では、黒鉛粒子の細粒化により、黒鉛がき裂の伝ばに対して阻止する役割を持ち、遷移温度を低温度側に移行させる⁷⁰⁾。凝固速度の速い薄肉材では、図 6-2 2 に示すように黒鉛粒子

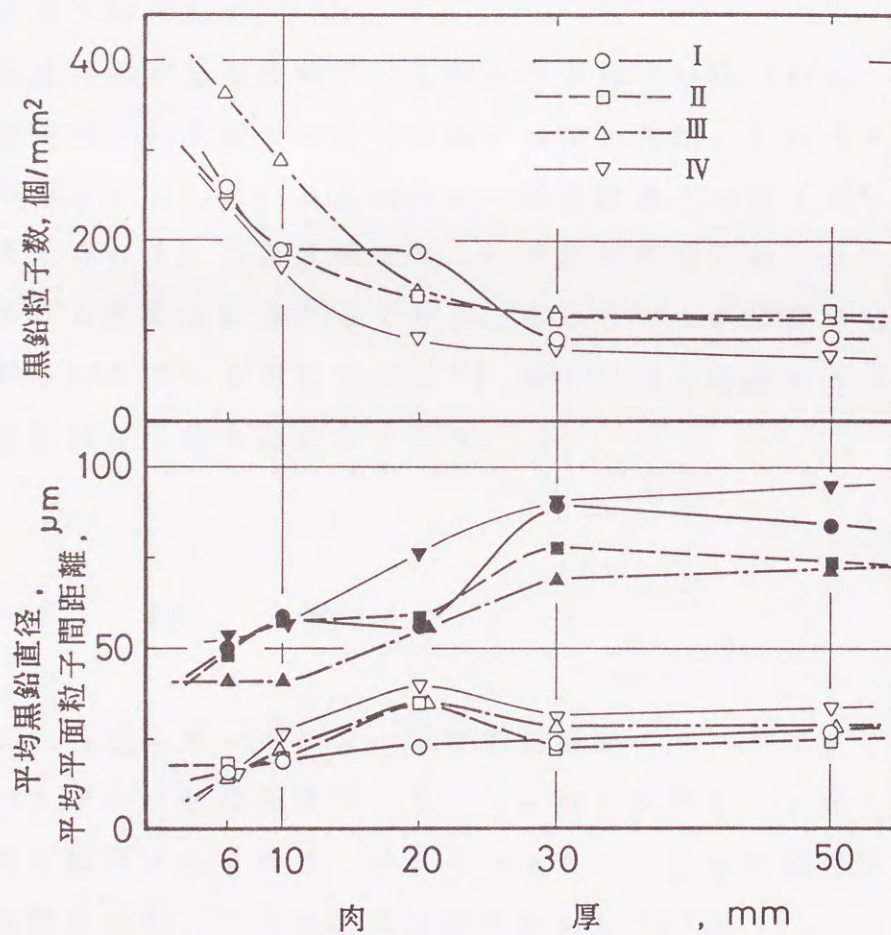


図 6-2 2 供試材の肉厚による黒鉛粒子の分布の様子
(黒印は黒鉛直径を示す)

は細粒化し、その数も増加していた。しかし、オーステンパ処理材は高い強度を持つために、黒鉛粒子によるき裂伝ば阻止効果が有効に働かず、遷移曲線が低温度側へ移行しなかったものと思われる。

一方、Si量の増加とともに遷移温度は低温度側へ移行し、1.5% Si材に対して3.5% Si材は約24°Cも低下した。これは、低温での破壊の起点が、主に共晶セル境界での炭化物であること、高いSi添加材ではそのような炭化物の生成が抑制されることと関係していると考えられる。

ところが、試料IVでは、より大きな軟らかいフェライト結晶粒とオースフェライト組織からなるために、黒鉛界面での延性き裂発生が抑制されて、上部棚吸収エネルギー値は高くなるが、遷移温度は高温度側へ移行した。

低温度で必ずしも優れたじん性が得られていないのは、本実験での低合金鑄鉄の主眼である《共晶セル部へ安定した残留オーステナイトを導入する》という主旨がこの場合に良く実現されていないことが考えられる。低温度域では、へき開き裂発生起点は共晶セル境界にあると考えられるからである。むしろ、この部分で未固溶の炭化物が残存している可能性があり、凝固組織も考慮に入れた熱処理条件の検討が今後必要であろう。

6. 4 結 言

新しい強じんオーステンパ球状黒鉛鑄鉄のオーステナイト化、及びオーステンパ処理条件による、じん性に及ぼすSi量と凝固速度の影響を検討するために、計装化シャルピー衝撃試験機を用いてじん性評価を行い、以下の諸点を明らかにした。

(1) 衝撃値を高める最適な熱処理条件は、まずはじめにオーステナイト域で短時間保持後に焼入れをして、その後A_r直上近くで、再オーステナイト化を含むオーステンパ処理をすることで

あった。これは、本特殊オーステンパ熱処理法の特徴である、焼なましされた微細なフェライトとオースフェライトの2相混合組織となるためである。

(2) 特殊オーステンパ熱処理材では、Si量の増減が強度及びじん性の改善に結びつかなかった。しかし、Si量の増加は、遷移温度を低温側へ移行した。Si量には、適正な範囲があり、本実験では2.1% Si材が微細なフェライト及びオースフェライト組織を生成し、強度とじん性に良い調和を持つことが明らかとなった。

(3) Mn, Niの無添加材は、粗大に成長した軟らかいオースフェライト及びフェライト組織をともなうため、添加材に比べて2倍にも達する高い衝撃値を得た。しかし、オーステンパ保持温度が400℃では、粗大なフェライトとオースフェライトの成長によって衝撃値が半減し、破壊じん性値も、低い強度のため低下した。

(4) 特殊オーステンパ熱処理材は、標準オーステンパ熱処理材に比べて、広範囲のオーステンパ保持温度で安定した衝撃値を示した。また、オーステンパ保持時間は、約1時間で安定した衝撃値と最大破壊荷重を示した。

(5) 特殊オーステンパ熱処理材は、薄肉部で衝撃値が低い値となったが、20mmを超える厚肉部では標準オーステンパ熱処理材に勝るものも認められた。また、肉厚相互間では、破壊じん性値にも差が現れたが、2.1% Si材では認められなかった。Ni, Mnの添加は、その凝固時における炭化物生成との関連でさらに検討すべき点があることが示唆された。

第 7 章

結 論

鑄鉄材料の開発の歴史は、材料強化の立場から、常に鑄鉄のせい弱な性質を克服することであった。球状黒鉛鑄鉄の強度とじん性の強化の問題について、本研究では熱処理及び合金元素添加により、黒鉛組織以外の、基地組織の改善によるいっそうの強じん化の可能性に関して、基礎的な実験研究を行った。実験には、計装化シャルピー衝撃試験機によるじん性評価を取り入れ、いっそう強じんな球状黒鉛鑄鉄の開発に関し、多くの知見を得た。

本研究によって得られた成果を以下に要約する。

第 1 章では、鑄鉄の強じん化の歴史的な背景を示し、熱処理及び合金元素による強じん化への可能性と展望を述べた。

第 2 章においては、鑄鉄にこれまで行われてきた焼なまし、焼ならしなどの一般的な熱処理に加えて、積極的にさまざまな熱処理操作を組み入れ、鑄鉄の熱処理とじん性との関係について詳細な実験を行い、強じんな球状黒鉛鑄鉄の開発の可能性を検討した。その結果は次のとおりである。

フェライト基地組織を得るための熱処理では、次のような熱処理法でじん性の向上が認められた。焼ならし後に、 A_1 変態下限温度下でフェライト化焼なましをした鑄鉄では、フェライト結晶粒の細粒化とじん性の向上が認められた。また、オーステナイト域からの焼入れ後に、 A_1 変態下限温度下で焼なましをした鑄鉄は、フェライト結晶粒の細粒化と、2次黒鉛粒子の析出によって、遷移温度を低温度側へ移行し、低温じん性が改善されことを示した。しかし、2次黒鉛粒子の微細な析出は、この時の遷移曲線の上部棚吸収エネルギーを低減することが明らかとなった。このため、吸収エネルギー

一を増大させる手段が必要である。

マルテンサイト基地組織の場合は、高い炭素含有量となりやすいため、じん性の観点から好ましくない。一方、オースフェライト基地組織の場合は、じん性と強度を兼備し、今後の強じん鑄鉄材料として好適であることが判明した。

ところで、鑄鉄材料の中でフェライト基地組織を持つ球状黒鉛鑄鉄は、最も優れた延性が得られ、低温でも良好なじん性を示すことから、キャストを始め多方面で実用材料として使われている。しかし、鑄鉄は、たとえ同じフェライト化熱処理が行われたとしても、その前に施された熱処理履歴や鑄造組織が、じん性に影響を及ぼすと考えられる。

そこで、第2章に引き続いて第3章では、鑄鉄に加えられたいくつかの熱処理が、最終組織となるフェライト基地組織材のじん性などのような影響を及ぼすかを検討し、強じんな鑄鉄材料を開発するための基礎資料を実験に基づいて提供した。

実験では、先発組織をパーライト、オースフェライト及びマルテンサイトの各基地組織にあらかじめ調整した。その後、650～750℃の温度範囲でフェライト化熱処理を施した。その結果、パーライトとオースフェライト組織からフェライト化した鑄鉄は、フェライト化温度の上昇とともに、室温で良好な吸収エネルギーを示した。遷移温度は、フェライト化温度の上昇とともに高くなった。

ところが、マルテンサイト組織からのフェライト化では、フェライト化温度による吸収エネルギーに差が認められなかった。すなわち、微細な前組織を持つことは、その後のフェライト結晶粒の細粒化に影響を及ぼすことが判明した。さらに、フェライト結晶粒の細粒化と2次黒鉛粒子の析出は、遷移温度を低温度側に移行し、低温特性を改善した。しかし、マルテンサイト前組織の場合には、遷移温度を下げるには有効であるが、上部棚吸収エネルギーを低下させる点で問題がある。

第4章においては、合金元素による鑄鉄の高強度化・高じん性化の可能性について、基地組織の強じん化に大きな効果が期待される、ニッケル(Ni)及びモリブデン(Mo)添加による鑄放しオースフェライト型球状黒鉛鑄鉄の機械的性質に対する影響について調査した。

Niの単独添加は、基地を固溶硬化するため、引張強さ及び硬さが増加する傾向にあった。衝撃遷移温度は、Niの増加とともに高い温度となり、上部棚吸収エネルギーを低下させた。

一方、Moの単独添加は、引張強さに影響を与えず、衝撃特性もほとんど改善できなかつた。ところが、NiとMoの複合添加は、基地組織の生成に大きな影響を与え、機械的性質を改善できる可能性を示した。引張強さと耐力は、3.5%のNi量で、0.2%前後のMo量を添加したときに、最も大きくなった。また、Niとの複合添加によってMoは、吸収エネルギーを高め、最大破壊荷重を安定化する作用を有することが確認された。しかし、鑄放しで完全なオースフェライト組織を得るまでに至らなかつた。

この実験で、複合添加した1Ni-0.1Moと2.5Ni-0.4Mo添加材は、じん性を損なうことなく、衝撃遷移温度を低温度側へ移行して、低温じん性を高め得ることが判明した。

第5章においては、Ni添加した球状黒鉛鑄鉄の、熱処理によるじん性への影響について詳細な究明をした。ここでは、Niを添加したフェライト型球状黒鉛鑄鉄の、焼なまし処理後の冷却条件によって生じる、じん性劣化の影響について論じた。さらに、球状黒鉛鑄鉄中に添加したNiのじん性への影響と各種基地組織の関係についても明らかにした。

Niが添加されたフェライト化材は、焼なまし処理後の冷却過程によって衝撃特性に影響を及ぼした。この焼なまし後の冷却過程で生じるぜい化は、350~550℃付近の温度区間を徐冷されると顕著に

なった。このような衝撃値の劣化は、2段空冷処理のような速い冷却によって防止できることを明らかにした。

また、2段空冷処理されたフェライト基地組織材は、基地組織中で最も優れた延性材料であった。Niの添加によって引張強さは、600MPaにも達した。しかし、2%を超える量のNi添加は、基地組織の固溶硬化のために、吸収エネルギーと遷移温度を劣化させ、Ni添加による低温じん性の改善ができなかった。

パーライト基地組織材は、Ni添加によって耐力を増大するが、衝撃特性は改善できなかった。マルテンサイト基地組織材は、鋳鉄中で最も弱い材料であったが、Ni添加によって遷移温度と吸収エネルギーの改善に効果があった。熱処理による方法で得たオースフェライト基地組織材は、約1400MPaに達する高強度を示し、しかも、フェライト化焼なまし材に次ぐ高い延性が得られることを明らかにした。Niの添加は、さらにこの効果を高め、低温じん性を改善した。オースフェライト基地組織材の機械的性質は、少なくとも3%以上のNi添加によって顕著な改善が得られることを究明した。

第6章では、合金鋼に匹敵する高強度・高じん性材料として脚光を浴びている、オーステンパ球状黒鉛鋳鉄(ADI)のいっそうの強じん化への可能性を検討した。

この研究で行った熱処理は、オーステナイト生成元素であるマンガン(Mn)とNiを少量添加して、オーステナイト域からの焼入れに続く、 $(\alpha + \gamma)$ 域での、オーステンパ処理とからなる特殊なオーステンパ熱処理によって、前組織の微細化と、残留オーステナイトを安定化することにより、強化を図ったものである。実験では、実用材料に向けて、強じんオーステンパ球状黒鉛鋳鉄(TADI)の、有用性を高めるための基礎的な熱処理特性、すなわちオーステナイト化及びオーステンパ処理条件と、含有するけい素(Si)量がじん性に及ぼす影響について、計装化シャルピー衝撃試験によっ

て評価した。

衝撃値を向上させる最適な熱処理条件は、前組織を微細化するために、オーステナイト域から一度焼入れをして、 A_1 （オーステナイト完了温度）域の近傍から、オーステンパ処理をすることであった。これは、この特殊熱処理法により、焼なましされた微細なフェライトとオースフェライトの混合組織が得られ、それが最終組織となるためである。

Si量には、適正な添加量があり、本実験では2.1% Siの場合が焼なましされた微細なフェライト及びオースフェライト組織を生成し、強度とじん性を兼ね備えていた。Si量の増加は、遷移温度を低温側へ移動させた。とりわけ、2.1%のSiの場合には、動的

表7-1 本研究における球状黒鉛鉄の強じん化とその成果

基地組織	章	強じん化法		効果		
		手段	特徴	強度	衝撃値	遷移温度
フェライト	第2章	焼ならし+ A_1 下限焼なまし 焼入れ+ A_1 下限焼なまし	結晶粒の成長抑制 2次黒鉛析出・細粒化	△ ○	○ ×	○ ◎
	第3章	前組織の微細化	微細結晶粒と2次黒鉛析出	△	×	◎
	第5章	Niの添加 焼なまし後の空冷処理	固溶強化 ぜい化の阻止	○ △	× ○	× ◎
パーライト	第2章	焼ならし+ A_1 上限焼ならし	微細F+P混合組織	○	○	○
	第5章	Niの添加	微細パーライト組織	△	△	○
オースフェライト	第2章	オーステンパ熱処理	オースフェライト組織	◎	◎	◎
	第5章	Ni添加	オーステナイトの安定化 3%≤じん性顕著な効果	△	◎	◎
	第6章	特殊オーステンパ熱処理 Mn, Niの添加 Siの添加	微細オースフェライト組織 黒鉛・共晶セルの強化 適性添加量 2.1%Si	△ ◎ ○	○ × ○	○ ○ ○
マルテンサイト	第2章	繰返し焼入れ	マルテンサイトの微細化 低応力破壊の改善	◎	◎	○
	第5章	Niの添加	残留オーステナイトの安定化	△	○	◎
鋳放し	第4章	Moの添加	鋳放し組織の制御	△	△	×
		Niの添加	〃	◎	×	×
		Ni, Moの添加	1Ni-0.1Mo, 2.5Ni-0.4Mo	△	○	○

◎顕著な効果あり、○効果あり、△効果が認められない、×悪化する

破壊じん性値が優れていた。Mn, Niを含まない非合金材は、粗大に成長したフェライトとオースフェライト組織を持ち、衝撃値は高い値を示したが、強度が低くなるために動的破壊じん性値が低減した。また、遷移温度も高い温度となった。

特殊オーステンパ熱処理は、標準オーステンパ熱処理に比べ、250~400℃のオーステンパ保持温度で、安定した衝撃値が得られ、短いオーステンパ保持時間でも高い衝撃値を示すことが判明した。

以上、本研究により得られた成果を、各基地組織材ごとに整理すると表7-1となる。球状黒鉛鑄鉄の熱処理による強じん化は、フェライトあるいはオースフェライト組織にすることによって、高延性・高じん性が得られる。熱処理による前組織の微細化や合金化は、その後の基地組織の生成に多大な影響を及ぼし、強じん化に寄与することを究明した。Ni添加したオーステンパ熱処理材で、引張強さ1400MPa、遷移温度が-100℃に達する高強度・低温じん性を得るまでになった。

鑄鉄は、その化学組成、溶製法、凝固速度、熱処理などでマイクロ組織や材質が極めて敏感に影響を受け、鋼に比べて格段に複雑な材料である。この複雑さのために、逆にその進展が阻害されていた面もないとはいえないであろう。本研究は、特に熱処理とじん性の相関性に焦点を絞り、従来あいまいであった諸点をかなり明確にすることができた。本研究は、材質性能の向上を主眼とした機械構造用材料として広範囲に適用するための、新しい強じん球状黒鉛鑄鉄の開発・利用への端緒になるものと考える。

参 考 文 献

- 1) Editor of Modern Casting : Modern Casting, **68** (1978-1),
p. 58
- 2) R. A. Harding and G. N. J. Gilbert : The British Foundryman,
79 (1986-12), p. 489
- 3) J. C. Morrison and K. J. Smith : The Foundryman, **82** (1989-3)
, p. 121
- 4) 小林俊郎： 鑄鍛造と熱処理, **517** (1990), 12, p. 3
- 5) 例えば, 梅田高照ほか： 日本鑄物協会第117回全国講演大会概
要集, (1990-5), p. 82~ p. 94
- 6) 有田正司： 軽金属, **38** (1988), 3, p. 180
- 7) 新美 格： 鑄物, **61** (1989), 1, p. 7
- 8) J. Dodd : Modern Casting, **68** (1978-5), p. 60
- 9) 塩川 忠： 日本ダクタイル鑄鉄協会第64回大会技術資料,
(1981-5), [日本ダクタイル鑄鉄協会]
- 10) R. B. Gundlach and J. F. Janowak : Metal Progress, **128**
(1985-7), p. 19
- 11) A. L. Hitchcox : Metal Progress, **132** (1986-8), p. 49
- 12) 辻村太郎： 鑄物, **62** (1990), 11, p. 950
- 13) (財) 電力中央研究所： 鑄鉄キャスト Q A 研究会報告書,
(1987)
- 14) 久恒中陽： 強靱鑄鉄, (1961), p. 4 [日刊工業新聞社]
- 15) 草川隆次： 特殊鑄鉄鑄物, (1967), p. 4 [日刊工業新聞社]
- 16) 井川克也： 日本鑄物協会50年史 (日本鑄物協会50年史編集委
員会編), (1982), p. 117 [日本鑄物協会]
- 17) H. Morrogh : Transactions of American Foundrymen's
Society, **56** (1948), p. 76
- 18) 塩田俊雄, 小松真一郎： 鑄物, **49** (1977), 10, p. 602

- 19) 法師人 覚, 五家政人, 石原安興: 自動車技術, **41** (1987),
7, p.787
- 20) 日本規格協会: JISハンドブック鉄鋼, (1990), p.1641,
p.1646 [日本規格協会]
- 21) 例えば, 草川隆次: 鑄鉄研究50年の歩み (技術講習会テキスト)
, (1982-5), p.31 [日本鑄物協会]
- 22) 例えば, E.J.Eckel: Transactions of American Foundry-
men's Society, **66** (1958), p.151
- 23) W.L.Bradly: Journal of Metals, **7** (1985-1), p.74
- 24) 小林俊郎, 梶野利彦, 新家光雄 訳, E. Hornbogen: ホルンボ
ーゲン材料, (1989), p.115, p.131 [共立出版]
- 25) 草川隆次: 総合鑄物, **23** (1982), 8, p.40
- 26) J.V.Dawson: Foundry Trade Journal, **149** (1980-8), p.239
- 27) D.R.Askeland and S.S.Gupta: Transactions of American
Foundrymen's Society, **83** (1975), p.313
- 28) 藤田忠男ほか (日本鑄物協会特殊鑄鉄部会): 鑄物, **40** (1968)
, 3, p.296~p.304
- 29) 例えば, 草川隆次ほか: 球状黒鉛鑄鉄品の機械的性質に関する
研究, (1982), p.7 [日本強靱鑄鉄協会]
- 30) 大出 卓, 大平五郎, 千田昭夫: 鑄物, **52** (1980), 7, p.418
- 31) 音谷登平, 徳永洋一: 鑄物, **33** (1961), 8, p.570
- 32) Climax Molybdenum Co.: Foundry Trade Journal, **114** (1963
-1), p.33
- 33) G.J.Cox: The British Foundryman, **75** (1982-1), p.1
- 34) W.S.Pellini, G.Sandoz and H.F.Bishop: Transactions of
American Society for Metals, **46** (1954), p.418
- 35) 西 成基, 小林俊郎, 青山正治, 伊藤隆夫: 日本鑄物協会第90
回全国講演大会概要集, (1976-10), p.3
- 36) 田中雄一, 井川克也: 鑄物, **47** (1975), 12, p.847
- 37) 辻川正人, 森 崇, 池永 明, 岡林邦夫: 鑄物, **52** (1980),

- 7, p. 400
- 38) 上田倣完, 和出 昇: 鋳物, 50 (1978), 5, p. 305
- 39) S. J. Matas and R. F. Hehemann : Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 221 (1961-2), p. 179
- 40) H. K. D. H. Bhadeshia and D. V. Edmonds : Metal Science, 17 (1983), p. 411, p. 420
- 41) O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi : Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 27 (1987), p. 570
- 42) T. Kobayashi and H. Yamamoto : Metallurgical Transactions A, 19A (1988-2), p. 319
- 43) 山本浩喜, 計 永毅, 小林俊郎: 鋳物, 62 (1990), 10, 810
- 44) 小林俊郎, 山本浩喜, 松尾國彦: 鋳鍛造と熱処理, 481 (1987), 12, 1
- 45) P. J. Rickards : Journal of the Iron and Steel Institute, 211 (1971-3), p. 190
- 46) R. K. Nanstad, F. J. Worzala and C. R. Loper : Transactions of American Foundrymen's Society, 83 (1975), p. 245
- 47) 小林俊郎, 山本浩喜: 鋳物, 59 (1987), 10, p. 573
- 48) 金沢 武: 鉄と鋼, 53 (1967), 14, p. 1605
- 49) 三村 宏, 石黒隆義, 乙黒靖男: 鉄鋼便覧 (IV巻 鉄鋼材料, 試験・分析), (1981), p. 497, p. 533 [丸善(株)]
- 50) 小林俊郎: 鋳物, 45 (1973), 4, p. 272
- 51) 炭本治喜, 中村幸吉: 鋳物, 47 (1975), 5, p. 326
- 52) 西 成基, 小林俊郎: 鋳物, 47 (1975), 5, p. 305
- 53) 小林俊郎: 日本金属学会報, 12 (1973), 8, p. 546
- 54) 小林俊郎: 機械設計, 32 (1988), 1, p. 91
- 55) 小林俊郎: 山本 勇, 新家光雄: 鉄と鋼, 71 (1985), 16, p. 1934
- 56) 例えば, 牧 正志: 日本金属学会会報, 27 (1988), 8, p. 623
- 57) 例えば, 邦武立郎, 大谷泰夫: 日本金属学会会報, 14 (1975),

- 9, p. 689
- 58) 矢野清之助, 桜井 浩, 三村 宏, 脇田信雄, 小沢 勉, 青木
宏一: 鉄と鋼, 59 (1973), 6, p. 752
- 59) G. J. Cox : Foundry Trade Journal, 137 (1974-11), p. 741
- 60) 西 成基, 小林俊郎, 青山正治, 小柳和生: 日本鑄物協会,
第89回全国講演大会講演概要集, (1976), p. 107
- 61) 福井彰一: 鉄鋼便覧 (IV巻 鉄鋼材料, 試験・分析), (1981)
, p. 121 [丸善刊]
- 62) 西 成基, 小林俊郎, 近藤雅博: 鑄物, 51 (1979), 7, p. 389
- 63) R. A. Grange : Transactions of American Society for Metals
, 59 (1966), p. 26
- 64) 須藤 一: 金属学会会報, 14 (1975), 1, p. 7
- 65) 飴山 恵, 松村直巳, 時実正治: 熱処理, 28 (1988), 4,
p. 233
- 66) P. J. Rickards : Metals and Materials, 1 (1967-7), p. 220
- 67) J. H. Gittus : Iron and Steel, 34 (1961-4), p. 124
- 68) B. V. Kovacs : Modern Casting, 80 (1990-3), p. 38
- 69) 上田倣完, 和出 昇: 鉄と鋼, 63 (1977), 9, p. 1572
- 70) 西 成基, 小林俊郎, 多賀精二: 鑄物, 48 (1976), 1, p. 9
- 71) D. A. Harris and R. J. Maitland : Iron and Steel, 43 (1970-
10), p. 325
- 72) 西 成基, 小林俊郎, 青山正治: 鑄物, 50 (1978), 4, p. 223
- 73) G. J. Cox and J. D. O'Loughlin : Foundry Trade Journal, 131
(1971-12), p. 833
- 74) 小林俊郎: 鑄物ノート, 43 (1981), 7, p. 17
- 75) R. C. Voigt and C. R. Loper : Transactions of American
Foundrymen's Society, 90 (1982), p. 239
- 76) 大和田野利郎, 西村正之, 宮田秀夫: 鑄物, 44 (1972), 8,
p. 666
- 77) 炭本治喜, 中村幸吉: 鑄物, 55 (1983), 10, p. 609

- 78) 例えば, 小林俊郎, 河窪文彦, 山本浩喜: 鋳物, **58** (1986),
2, p.130
- 79) 青山正治, 横井時秀, 小林俊郎: 鋳物, **57** (1985), 1, p.23
- 80) 小林俊郎, 新家光雄, 山本浩喜: 鋳物, **58** (1986), 4, p.287
- 81) 渡辺靖夫, 内田 清, 上田修三: 球状黒鉛鋳鉄の材質高級化に
関する研究 (球状黒鉛鋳鉄の材質高級化研究部会), (1985-9),
p.155 [日本鋳物協会]
- 82) C.E.Bates : Transactions of American Foundrymen's
Society, **92** (1984), p.923
- 83) 松田公扶: 特殊鋳鉄鋳物, (1967), p.201 [日刊工業新聞社]
- 84) 鈴木 章, 中野 平, 高田 寿, 中村実人, 浮橋一義: 鋳物,
36 (1964), 8, p.741
- 85) 電気製鋼研究会編: 特殊鋼便覧, (1969), p.13-5 [理工学社]
- 86) 木村 宏: 金属, **57** (1987), 4, p.12
- 87) 青山正治, 横井時秀, 小林俊郎: 鋳物, **58** (1986), 3, p.200
- 88) 吉村博文: 鉄と鋼, **67** (1981), 14, p.2108
- 89) 北沢孝次, 桑原 努, 古谷博史, 嶽道泰成: 日立造船技報, **43**
(1982), 1, p.50
- 90) 小林俊郎, 橋 敬: 日本金属学会誌, **45** (1981), 2, p.155
- 91) 西 成基, 小林俊郎, 多賀精二, 黒沢 哲: 鋳物, **48** (1976),
2, p.65
- 92) 雑賀喜規, 深川宗光, 伊藤誠一: 石川島播磨技報, **13** (1973),
1, p.17
- 93) 長井 寿, 柴田浩司, 村上雅人, 藤田利夫: 鉄と鋼, **69** (1983)
, 3, p.462
- 94) 青山正治, 横井時秀, 小林俊郎: 鋳物, **56** (1985), 7,
p.415
- 95) L.H.Marshall : The Iron Age, **117** (1926-2), p.558
- 96) 菊田多利男: 鋳物本質論, (1937), p.321, p.326 [工業図
書(株)]

- 97) M. Ballay, R. Chavy and J. Grilliat : Foundry Trade Journal, **96** (1954-1), p. 91
- 98) 堤 信久, 竹内 力: 鉄と鋼, **64** (1978), 6, p. 787
- 99) 奥本武臣, 近藤賢治: 日本金属学会報, **4** (1965), 10, p. 637
- 100) 例えば, G. N. J. Gilbert : Foundry Trade Journal, **120** (1966), p. 667
- 101) 例えば, Ю. Г. Ео6po: 合金鑄鉄の基礎研究, (1978), p. 128 [新日本鑄鍛造協会]
- 102) G. J. Cox : Foundry Trade Journal, **121** (1966), p. 209
- 103) T. Luyendijk and H. Nieswaag : 50th International Foundry Congress, (1983-11), Cairo, No. 9 paper
- 104) M. Johansson : Transactions of American Foundrymen's Society, **85** (1977), p. 117
- 105) 例えば, R. D. Forrest : The Foundryman, **81** (1988-4), p. 168
- 106) 小林俊郎, 山本浩喜, 高林幸央: 鑄物, **59** (1987), 3, p. 147
- 107) 小林俊郎, 白井宝一, 伊藤恒男: 金属, **57** (1987), 8, p. 39
- 108) 内藤武志: 熱処理, **17** (1977), 8, p. 211
- 109) J. Durnin and K. A. Ridal : Journal of the Iron and Steel Institute, (1968-1), p. 60
- 110) 大城桂作, 沢本 章, 樋渡淳一: 鑄物, **60** (1988), 4, p. 233
- 111) M. M. Shea and E. F. Ryntz : Transactions of American Foundrymen's Society, **94** (1986), p. 683
- 112) E. Dorazil, B. Barata unt E. Munsterova : Giesserei Technik, **19** (1973), p. 79
- 113) 例えば, 塩川 忠: 鑄鍛造と熱処理, **388** (1980), 3, p. 73
- 114) V. Franetovic, M. M. Shea and E. F. Ryntz : Materials

Science and Engineering, **96** (1987), p.231

115) H.K.D.H. Bhadeshia and D.V. Edmonds : Metallurgical
Transactions **A**, **10A** (1979), p.895

116) B.P.J. Sandvik : Metallurgical Transactions **A**, **13A**
(1982), p.777

謝 辞

本研究の遂行と論文の作成は、豊橋技術科学大学 小林俊郎教授の常に懇切丁寧なるご指導を受けてまとめたものです。また、本論文の作成にあたって、豊橋技術科学大学 川上正博教授、野村宏之教授ならびに、上村正雄助教授から有益なご教示を賜りました。ここに心から感謝の意を表します。

本研究は、名古屋大学工学部において、西 成基名誉教授（名古屋大学・豊橋技術科学大学）と 小林俊郎教授のご指導を受けて、手掛け始めたものであります。また、この遂行にあたっては、いつも温かいお力添えとご教示を大同工業大学 横井時秀教授に頂きました。ここに深く感謝の意を表します。さらに、本研究に対して、ご理解と機会を与えて下さった大同工業大学 故 久恒中陽名誉学長ならびに、藤原達雄学長に厚くお礼を申し上げます。

本研究の遂行に関してご協力頂きました大同工業大学 機械工作研究室の卒業生の皆様と、豊橋技術科学大学 材料保証学研究室の皆様にも厚くお礼を申し上げます。

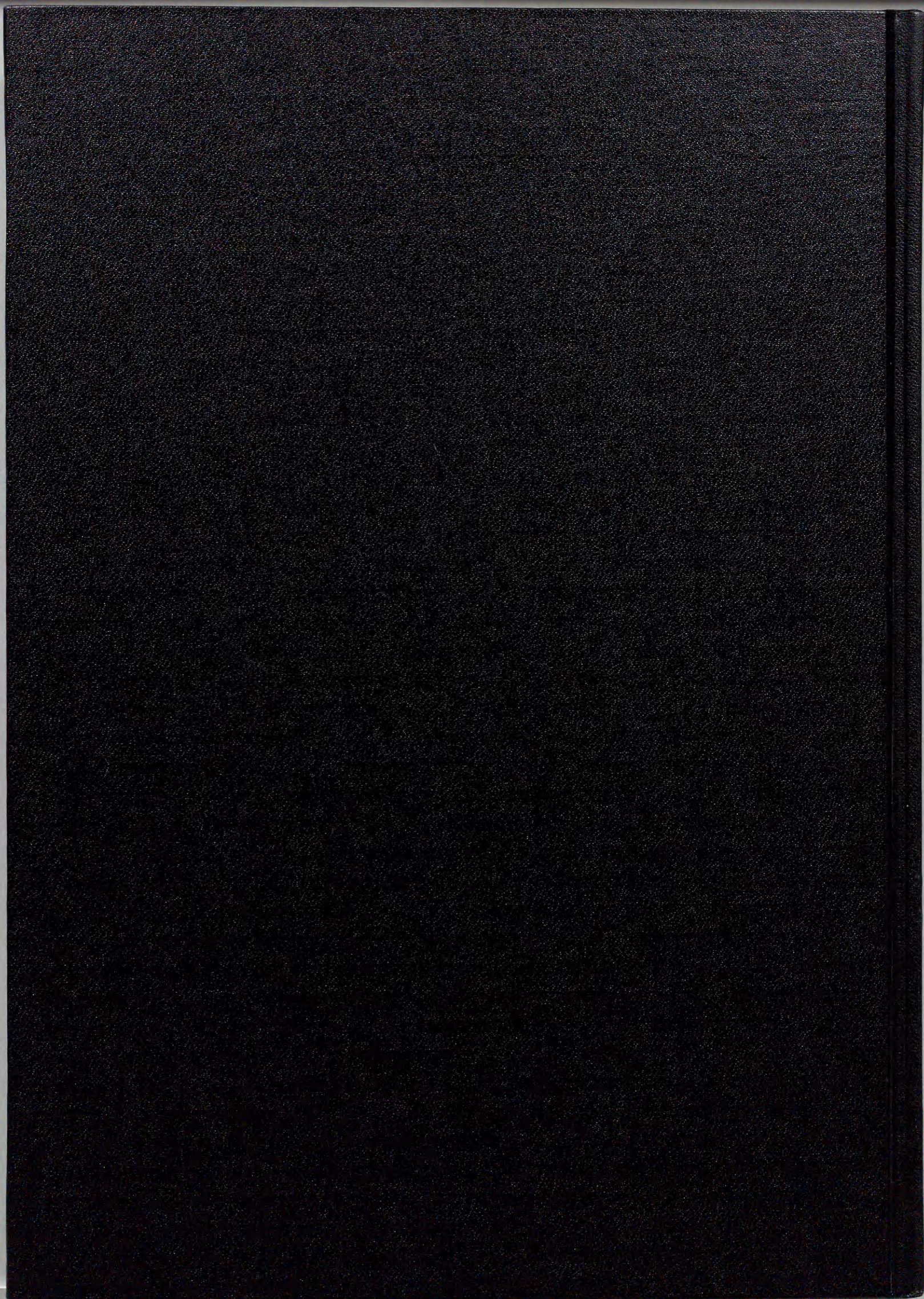
論 文 目 録

I. 学位論文に関連あるもの

番号	論 文 題 目	掲 載 誌 名	著 者 名
1	球状黒鉛鑄鉄のじん性に及ぼす熱処理の影響	鑄 物 第50巻, 第4号 p. 223-p. 228, 1978年	西 成基 小林 俊郎 青山 正治
2	フェライト基地球状黒鉛鑄鉄のじん性に及ぼす前組織の影響	鑄 物 第56巻, 第7号 p. 415-p. 420, 1984年	青山 正治 横井 時秀 小林 俊郎
3	ニッケル添加フェライ型球状黒鉛鑄鉄のじん性に及ぼす熱処理条件の影響	鑄 物 第57巻, 第1号 p. 23-p. 29, 1985年	青山 正治 横井 時秀 小林 俊郎
4	ニッケル添加球状黒鉛鑄鉄の熱処理組織とじん性の関係	鑄 物 第58巻, 第3号 p. 200-p. 205, 1986年	青山 正治 横井 時秀 小林 俊郎
5	鑄放し球状黒鉛鑄鉄のじん性に及ぼすニッケル及びモリブデン添加の影響	鑄 物 第60巻, 第4号 p. 240-p. 245, 1988年	青山 正治 横井 時秀 小林 俊郎
6	強じんオーステンパ球状黒鉛鑄鉄のじん性に及ぼすS i量とオーステナイト化条件の影響	鑄 物 第62巻, 第2号 p. 101-p. 106, 1990年	青山 正治 松尾 國彦 小林 俊郎
7	強じん球状黒鉛鑄鉄のじん性に及ぼすオーステンパ処理条件とS i量の影響	鑄 物 第62巻, 第7号 p. 517-p. 523, 1990年	青山 正治 小林 俊郎 松尾 國彦
8	Effect of Heat Treatment Conditions on the Toughness of Nickel Alloyed Ductile Cast Iron	Cast Metals Vol. 3, No. 3 p. 122-p. 128, 1990	Masaji AOYAMA Toshiro KOBAYASHI

II. その他の論文

番号	題 目	掲 載 誌	著 者 名
1	球状黒鉛鑄鉄のじん性に及ぼす黒鉛粒子と基地組織の影響	大同工業大学紀要 第18巻, p. 37-p. 45, 1982年	青山 正治
2	地元原鉱より製鉄し鑄造する小型炉実験	工業教育 第36巻, 第7号 p. 17-p. 19, 1988年	横井 時秀 青山 正治
3	球状黒鉛鑄鉄における溶接熱影響部の動的破壊じん性	鑄 物 第61巻, 第7号 p. 468-p. 474, 1989年	尹 義博 高 光弼 金 伎徹 青山 正治 小林 俊郎



inches 1 2 3 4 5 6 7 8
cm 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19

Kodak Color Control Patches

© Kodak, 2007 TM: Kodak



Kodak Gray Scale



© Kodak, 2007 TM: Kodak

A 1 2 3 4 5 6 **M** 8 9 10 11 12 13 14 15 **B** 17 18 19

