

船舶用低合金鋼の強度特性に及ぼす Ni および Cr の影響

高橋 千織*

Effect of Ni and Cr Content on Strength and Toughness of Low Alloy Steel Forgings for Ship

by

Chiori TAKAHASHI

Abstract

The effect of Cr and Ni contents on the strength and the toughness of low alloy steels for large forgings for a ship was investigated. In the first step, the 14 materials of a fixed chemical composition except for Cr and Ni contents which were varied systematically in the range from 0.2 to 3% were prepared. The strength and the toughness of the steel depend on the bainitic lath size. Cr and Ni additions refine the bainitic microstructures by lowering bainite start temperature, and make the bainitic lath grains acicular. They improve the strength and the toughness of the material. Ni addition also makes the austenite grain size to become coarser, thus too much Ni addition leads the material brittle. It revealed that the highest toughness is obtained in the 1.6Cr-1.6Ni material.

In the second step, the materials were treated in the heating process which simulates the manufacturing process for the large forgings. This process sometimes causes coarsening the grains. In this study, the most of materials reduce their toughness remarkably by the process. Only the charpy absorbed energy of 0.75Cr-3Ni material didn't decrease. It shows the high tensile stress of 1160 MPa and the high charpy absorbed energy of 61 J, could satisfy the target of the strength and the toughness, tensile stress > 1050MPa and charpy absorbed energy > 50J.

* 環境・エネルギー研究領域
原稿受付 平成21年 8月 7日
審査済 平成21年 8月 28日

目 次

1. まえがき	14
2. 試料および実験方法	14
2. 1 供試材	14
2. 2 熱処理	15
2. 3 機械試験および組織観察	15
3. 実験結果および考察	16
3. 1 焼入れ・焼戻し材（再加熱処理なし）の強度特性	16
3.1.1 実験結果および考察	16
3.1.2 まとめ	24
3. 2 焼入れ・焼戻し材（再加熱処理あり）の強度特性	26
3.2.1 実験結果および考察	26
3.2.2 まとめ	32
4. まとめ	32
参考文献	32

1. まえがき

ディーゼル機関用のクランク軸は、船舶用部材の中でも非常に重要かつ主要な部品と考えられている。2 サイクルおよび 4 サイクルのいずれのディーゼル機関においても燃費効率向上を目的とした機関のロングストローク化や船内空間を有効利用するための機関のコンパクト化など、経済性向上のための対策が進められている。このような情勢からクランク軸材に用いられる低合金鋼についても高強度化、高じん性が求められている¹⁾。材料の研究開発においては近年、コンピュータシミュレーションによる材料設計なども試みられているものの、実際には経験的知識や試行錯誤に依るところが大きい。これは 2 元系や 3 元系と異なり、実用多元系合金鋼では、個々の添加元素の影響に加えて添加元素間の相互作用が複雑に関係しあうことが知られているものの、それぞれの役割、効果、またその割合について未だ不明の点が多いためである。

現在、クランク軸等に用いられる大型鍛鋼品用低合金鋼としては、DIN 規格の 34CrNiMo6 や 42CrMo4 などが広く使われているが、これらの材料についても経済性、信頼性の向上が求められており、高強度化、高じん性化のため、研究が行われている^{2)~4)}。一般に鋼のじん性改善には Ni の添加が有効であることが知られているが、Ni は非常に高価な合金元素である。このため、Ni 添加による強度特性への効果を明らかにして、強化メカニズムを解明することは、なるべく少ない Ni 添加で大きな効果を得るための基礎データとなり、材料の信頼性と経済性の向上に

非常に重要であると考えられる。

また、実際の大型製品の鍛造過程においては、鍛造の途中で所定の温度以下に低下した場合にいったん鍛造を停止して再加熱を行う場合がある。特に大型の船用クランク軸などの場合、再加熱後に鍛造加工が加わらない部位があると、その部位については結晶粒が粗大化し、機械特性が著しく低下する場合があるが、どのような組成の場合に結晶粒の粗大化が起こるかはよくわかっていない。

本研究では、低合金鋼の機械的特性を向上させるために、主要元素である Ni, Cr の添加量を系統的に変えて低合金鋼を試作し、材料の組織や強度特性に及ぼす影響について検討した。特に熱処理条件については、実製造工程に近い熱間鍛造工程を模擬した条件で行ったので、その結果について報告する。

研究の具体的目標としては、現行材の機械特性に比べて 10% 以上向上させた（引張強度 1050 MPa 以上、シャルピー吸収エネルギー 50 J 以上）低合金鋼を試作することとした。

2. 試料および実験方法

2. 1 供試材

40kg 大気誘導溶解炉を用いて表-1 に示す組成の鑄塊を作製した。母材組成は 34CrNiMo6 合金 (0.35C-0.25Si-0.6Mn-1.5Ni-1.5Cr-0.22Mo-0.08V-0.003Al) を参考に Mn, Mo 量を若干変えて固定し、

表-1 鑄塊の化学組成(mass%)

Steel	Alloy Type		
A1	-0.2Cr	-0.2Ni	0.35C-0.2Si-1Mn -0.5Mo-0.15V-0.02Al
A2		-0.75Ni	
A4		-3Ni	
B2	-0.75Cr	-0.75Ni	
B3		-1.6Ni	
B4		-3Ni	
C1	-1.6Cr	-0.2Ni	
C2		-0.75Ni	
C3		-1.6Ni	
C4		-3Ni	
D1	-3Cr	-0.2Ni	
D2		-0.75Ni	
D3		-1.6Ni	
D4		-3Ni	

Ni, Cr を系統的に変えた。V, Al の微量添加元素については、予め最適値を求めるための予備実験を行っており、その結果をもとに添加した。図-1 に示すように、これら作製した鋳塊は 1230℃ に加熱後、鍛錬比 7S の鍛造を加え、室温に放冷し供試材とした。

2. 2 熱処理

鍛造後の供試材は適当な大きさに切断後、図-2 (b), (c) に示すような条件で焼入れ焼戻し処理を行った。シミュレート冷却は、大型鍛鋼製品の冷却過程を模擬したもので、平均的な冷却速度は 21.4℃/min であるが、φ500 mm の鍛鋼品を油焼入れしたときに端面から 90 mm、表面から 60 mm 位置で冷却中の温度を測定し、その冷却プロファイルに近い温度プログラムで電気炉を制御した。また、焼戻し処理温度については、今回、広範囲に成分を変えているため、適切な処理温度が各試作鋼によって異なると考えられるが、個々に条件を決定することはできなかった。このため、各鋼の焼戻し温度による強度とじん性の変化を検討するために、実用に近い範囲内の 3 つの温度条件で焼戻し処理を施し、それぞれについて機械試験と組織観察を行った。

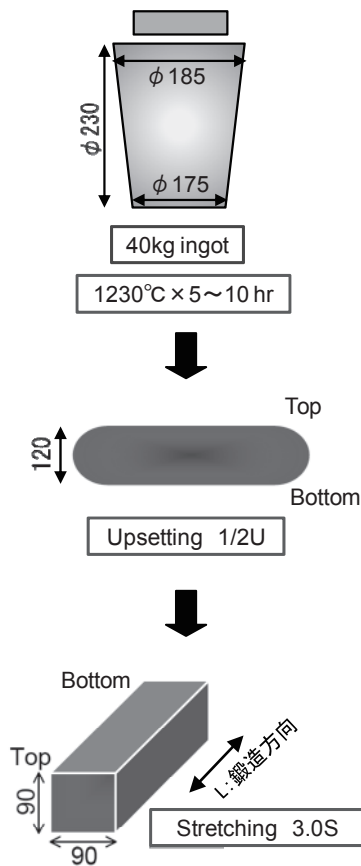


図-1 試作鋼の鋳鍛造工程

再加熱処理による機械特性の劣化を検討するための研究では、前述の試作鋼の中から一部供試材（表-1 中の灰色で示された試料）について、図-2 に示すように焼入れ焼戻し処理の前に再加熱処理を行い、大型鍛鋼品の製造工程を模擬した。作製した試料は同様に機械試験と組織観察に供した。

2. 3 機械試験および組織観察

試作鋼は焼入れ後、および焼戻し後のそれぞれにおいて、引張試験とシャルピー衝撃試験を行った。引張試験片の形状は JIS Z2201 14 号サブサイズ（φ6×G.L.30mm）とした。シャルピー衝撃試験片は、JIS Z2202 2mmV ノッチとし、室温で 3 回試験を行い（実験結果が特にばらついた場合には追試を行った）、平均した。

組織観察は、鍛造方向に平行な面（図-1 中の L 方向に平行な面）において光学顕微鏡（OM）お

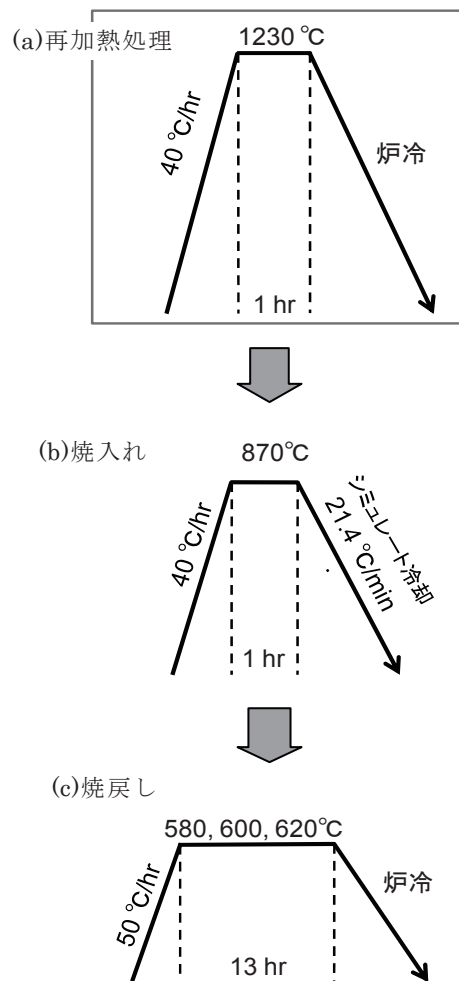


図-2 熱処理条件

よびサーマルタイプの高分解能走査電子顕微鏡 (FE-SEM: 日本電子社製 JEM-6500F) による組織観察を行い、粒径測定を行った。OM による旧オーステナイト (γ) 粒の測定は ASTM の粒度測定法に則った。また、これとは別に FE-SEM に付属した結晶方位解析装置 (TSL 社製) を用いて、EBSD (Electron back-scattering diffraction: 反射電子菊池線回折) 法による旧 γ 粒内の結晶方位解析を行った。

3. 実験結果および考察

3. 1 焼入れ・焼戻し材 (再加熱処理なし) の強度特性

3. 1. 1 実験結果および考察

図-3 および図-4 に 600°C で焼戻し処理を行った各試料の引張およびシャルピー衝撃試験の結果を示す。図-3 からわかるように、Cr 3% 添加のシリーズ以外では、Ni 添加により引張強さが改善されることがわかるが、この改善効果は Cr 量が少ないほど効果が大きい。これに対し、図-4 に示すシャルピー吸収エネルギー (vE) は、1.6~3% の高 Cr の時には 1.6%Ni で最大値を持つ。また、0.2%Cr を除いては Cr 量にかかわらず、3%Ni で vE はほぼ 60 J となった。これらのことから、強度向上には Ni が、じん性向上には Cr が効果的であり、強度とじん性のバランスを取るには Ni、および Cr の添加量に適正値のあることがわかる。

しかしながら、図-3, 4 に示したのは、焼戻し温度を 600°C とした場合の結果である。各合金元素の添加は、 A_{c1} , A_{c3} などの変態温度に影響を及ぼす。本研究で試作した低合金鋼では Ni, Cr 量を系統的に変えているが、Ni および Cr はいずれも鋼の A_{c1} , A_{c3} などの変態点を下げる効果のあることが知られている。今回、最も添加量が少ないのは試作鋼 A1 (0.2Ni-0.2Cr)、最も多いのは試作鋼 D4 (3Ni-3Cr) である。このため、焼入れ、焼戻しに関する A_{c3} , A_{c1} 点は A1 鋼と D4 鋼の間で大きく異なることが予測される。本来ならば、各試作鋼について最適な熱処理温度を実験から求めるべきであるが、本研究ではサンプル数が多く、個々の試作鋼に対してそれぞれ熱処理条件を設定することはしなかった。そこで、工業的に最も実用的と考えられる温度範囲 580~620°C の間で焼戻し温度を変え、その各温度における引張強さとシャルピー吸収エネルギーの関係から、実用温度範囲内で目標とする強度とじん性値を得ることができるか検討を行った。その結果の一部

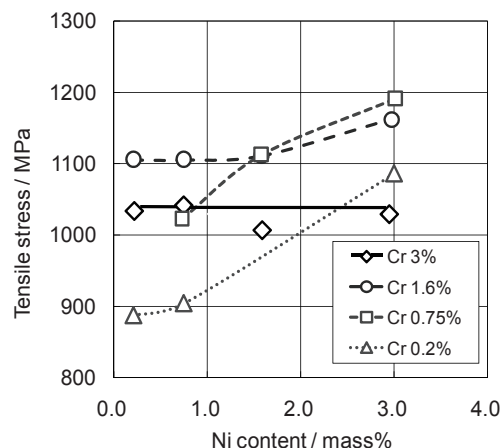


図-3 600°C 焼戻し材の引張強さに対する Ni, Cr 添加量の影響

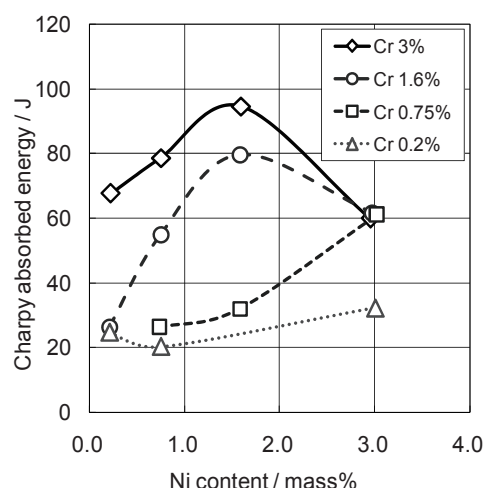


図-4 600°C 焼戻し材のシャルピー-吸収エネルギーに対する Ni, Cr 添加量の影響

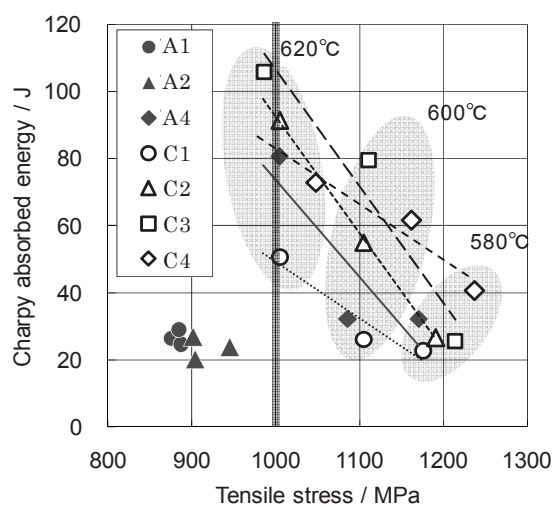


図-5 試作鋼の引張強さとシャルピー-吸収エネルギーの関係に及ぼす焼戻し温度の影響

を図-5に示す。これより、焼戻し温度が高くなると、引張強さは低下し、シャルピー吸収エネルギーは向上する。ただし、Cr, Ni量の少ないA1, A2では、この温度範囲で熱処理条件を変えても機械的性質を改善できないことがわかる。これは、合金添加元素が少ないため、今回の条件では焼きが入らないためと思われる。よって、以下ではこの二つの試作鋼については検討対象から除外する。本研究では、引張強さ 1050 MPa 以上、シャルピー吸収エネルギー 50J 以上の機械的性質を有する低合金鋼の開発を目標としているが、上記の試作鋼を除けば、図-3にも示されているように、600℃の熱処理条件ですべての試作鋼が 1000 MPa 以上を示している。そこで、この強度を維持しつつ、じん性を改善する可能性を検討するため、図-5に示した焼戻し温度を変えた時の引張強さとシャルピー吸収エネルギーの関係を直線で近似して、引張強さ 1000 MPa となる時のシャルピー吸収エネルギーの値を算出した。この値を引張強さ 1000 MPa における規格化じん性値(Normalized charpy absorbed energy at T.S. = 1000 MPa)として、強度特性を評価するための代表値とした(今後、この値を単に規格化じん性値と呼ぶ)。

図-6にこの規格化じん性値へのNi, Cr添加量の影響を示す。これより、3%Crでは、Ni量のじん性値への影響は少なく、他に比べて平均的に高じん性を示した。これに対し、0.2~1.6%Crでは、Ni量による強度特性への影響は非常に大きい。本研究の範囲内ではC3鋼(1.6Cr-1.6Ni)で最大値を示した。焼戻し温度 600℃での引張強度とシャルピー吸収エネルギーはそれぞれ 1105MPa、55Jで、既存材に比

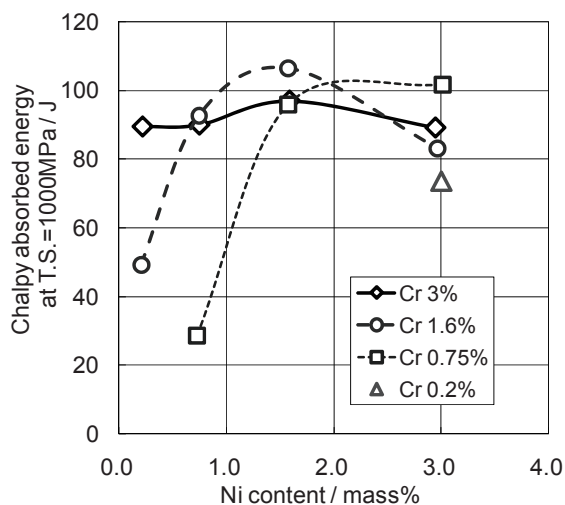


図-6 試作鋼の規格化じん性値に対するNi, Cr添加量の影響

べて強度、じん性ともに10%以上向上した。Niはじん性値を向上させるのに有効である一方、同時に旧 γ 粒の粗大化を助長する効果のあることが報告されているが⁵⁾、1.6%Crのじん性値がNi量の増加とともに変化するのは、Niによるこれら二つの効果のバランスによるものと考えられる。

そこで、これらNiおよびCrが組織と機械特性にどのような影響を与えるのかを確かめるため、組織観察を行って旧 γ 粒の粒度計測を行った。図-7に組織写真の例として、C2鋼およびA4鋼の観察結果を示す。本合金系は、図-7(a)にみられるようなベイナイトを主体とした組織であることがわかったが、A4鋼に関しては、初析フェライトに近い組織を呈していた。

図-8に結晶粒度計測の結果を示す。結晶粒度は基準視野内の結晶粒の個数で表されるため、結晶粒度が大きくなると、結晶粒径は小さくなる。結晶粒度の測定は、一部、組織を現出しづらいもの

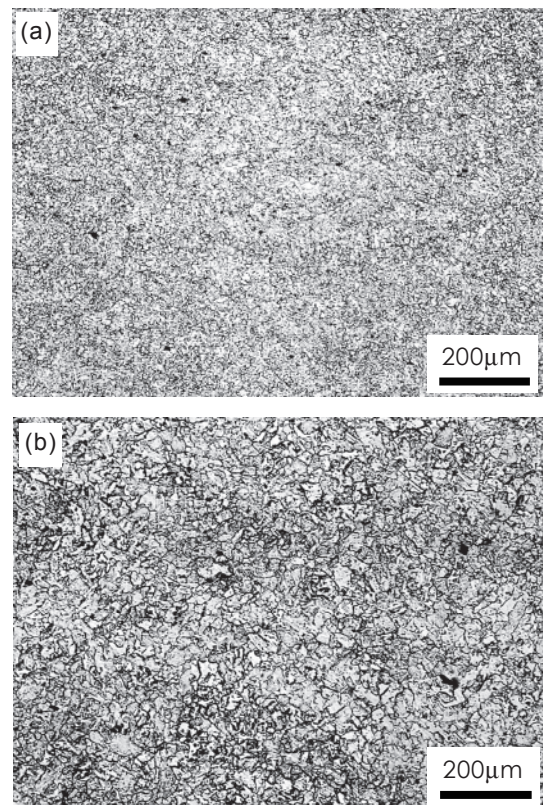


図-7 試作鋼の組織写真の例

(焼入れ焼戻し材)

(a) C1鋼(1.6Cr-0.2Ni)

結晶粒度 10.5(平均粒径約 10 μ m 相当)

(b) A4鋼(0.2Cr-3Ni)

結晶粒度 8.1(平均粒径約 25 μ m 相当)

もあったが、全体の傾向としては、結晶粒度が Ni 添加量の増加とともに小さくなる、すなわち結晶粒が粗大化する傾向のあることが示され、従来の知見に一致した。また、Ni 添加量が 3% では、結晶粒度に及ぼす Cr 添加量の影響は大きくないが、Ni 量が 1.6% 以下では Cr 添加量の影響が大きくなる。一般に結晶粒径の粗大化は、材料特性の低下（特にじん性への影響は大きい）につながる事が知られているが、図-3, 4 あるいは図-6 の結果とも比較すると、旧 γ 結晶粒の大きさが強度やじん性の低下と一義的には対応していないことがわかる。例として、旧 γ 粒結晶粒度と vE の関係を図-9 に示す。これより、結晶粒度と vE の間には相関関係はみられない。旧 γ 粒の粗大化のみが、直接的に強度やじん性を支配

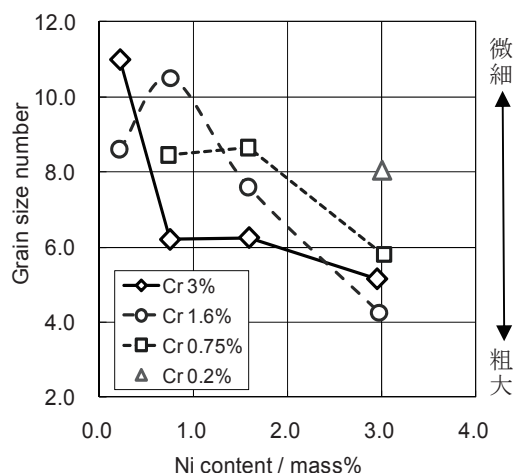


図-8 試作鋼の旧 γ 粒結晶粒度に対する Ni, Cr 添加量の影響

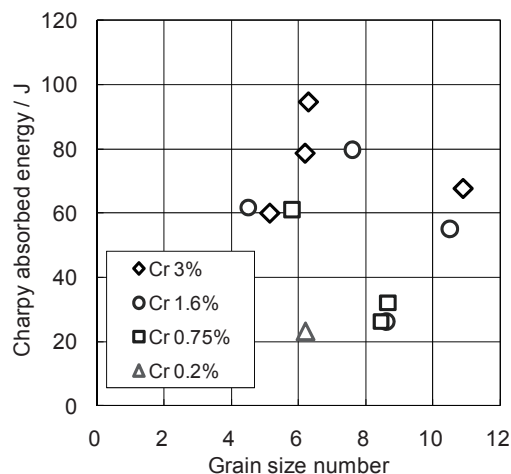


図-9 試作鋼の旧 γ 粒結晶粒度とシャルピー吸収エネルギーの関係

する要素となっていないと考えられる。

そこで、より詳細に組織を検討するため、600℃ 焼入れ焼戻し材について、EBSD を用いて組織の分析を行ったので、その結果を逆極点図マップとして表-2 にまとめて示す。逆極点図マップは、材料中の個々の測定点について、その測定点の方位を逆極点図のカラーキーにしたがって色分けするものである。本研究では、図-10 に示すように鍛造方向を RD 軸に平行にセッティングし、鍛造面法線方向 (ND 軸) からみたときの結晶方位を表示している。色分けは単位ステレオ三角形に占める位置に応じて色分けしており、カラーキーを表-2 中に Color coded map として示した。これにより、個々の結晶粒がどのような方位を向いているかが分かる。例えば、青で表示された結晶粒では $\langle 111 \rangle$ 方向を向いており、赤で表示された結晶粒は $\langle 001 \rangle$ 方向を向いていることを示している。よって、隣接する結晶粒の方位差や粒界の性質、圧延材などのように集合組織がある場合には、その配向の方位や強さなどの情報を得ることができる。

表-2 より、焼入れ焼戻し処理後の試料では鍛造面法線方向に対しては、特に特定方位への配向はなく、等方的である。Ni, Cr 量の比較的少ない B3, C1, C2 鋼では等軸粒に近い組織であるが、これは Ni, Cr 添加量が多くなるにつれ針状化していくことがわかる。特に C4, D2~D4 の Ni および Cr 量の多い試作鋼では、図-11 に示すようなラスマルテンサイトに似た構造を持っていることがわかる⁶⁾。前にも述べたように金属材料においては結晶粒径の粗大化は強度の低下を招き、それに

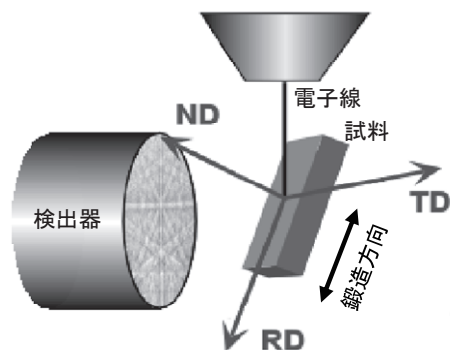


図-10 試料座標系と EBSD 分析方向の関係

に伴い疲労強度も低下させることが知られている。しかしながら、Fe-0.2%Cなどにみられるラスマルテンサイトでは、旧 γ 粒内の構造が、マルテンサイトの単結晶が集まったラスや、ラスが同じ方向に並んで形成されたブロック、いくつかのブロックが周期的に並んでできたパケットによって構成されている場合、そのブロックの発達の強弱によって、破壊経路の異なる場合のあることが報告されている(図-11(b)参照)。本試作鋼でも表-2の結果から、Ni添加によってラスが針状化し、ブロックなどの組織の発達が促進されている。よって、本合金系の強度特性は、図-11と同様にき裂進展の単位経路が変化することにより変わっているのではないかと考えた。このため、シャルピー衝撃試験を行った試験片の破断面中心をき裂進展方向と平行な面で切断し、断面観察を行った。断面の観察箇所は、き裂初期や終期の不安定な破壊状態を避けるため、き裂の中心部とし、破壊の単位を観察した。その結果を図-12に示す。延性破面率の高い試料については、変形に伴うひずみが大きく、定量的な評価はできなかった(図-12(b),(c)において砂状にデータが見えているところは変形によるひずみが大きすぎてデータ解析が不可能だった領域である)。(a)のC2鋼では、破面近傍には塑性変形領域がほとんど観察されず、割れの進展単位は旧 γ 粒(粒径:約10 μm)に近く、粒内破壊となっている。これに対し、(b)C4鋼および(c)D2鋼については、破面近傍に広範囲な塑性変形領域を持っているため、き裂の進展経路についてはよくわからなかった。しかし、C4およびD2鋼を比較すると、C4鋼の方が割れの単位が大きく、これは針状ラス組織の発達によって形成されたブロックやパケットに影響を受けていると考えられる。また、D2鋼では15 μm 程度のほぼ均一な幅の塑性変形領域が破面に沿って続いており、これがvE値を改善させているものと考えられる。

これらの結果を踏まえて、表-2の結果および規格化じん性値の結果を見直すと、規格化じん性値が高かった試料は、旧 γ 粒内のベイナイトラス組織が微細で、針状となっている。また、1.6%CrのC1~C4のシリーズを見ると明らかなように、Niの添加量が多くなるにともない、粒内の組織が等軸粒状からより針状になっていくことがわかる。C1鋼は規格化じん性値が低かったことから、このラス等の形態や

発達の違いがじん性値に影響を与えているのではないかと考えられる。また、C4鋼については、ラス組織は針状であるものの、これらの発達によりブロックやパケットが発達している。このため、旧 γ 粒は粗大化しているだけでなく、特定方位にそろったラス組織のため、旧 γ 粒界での方位差が大きくなっている。このため、ラスの方位によっては破壊単位が旧 γ 粒に支配され、C3鋼に比べ、規格化じん性値が低下したのではないかと考えられる。

以上のことからNi、Crによるじん性の向上は機械試験を行ったときの破壊の単位が、旧 γ 粒界よりも内部のベイナイトラスあるいはブロックのサイズと方位およびすべり変形のしやすさに大きな影響を受けているものと考えられる。

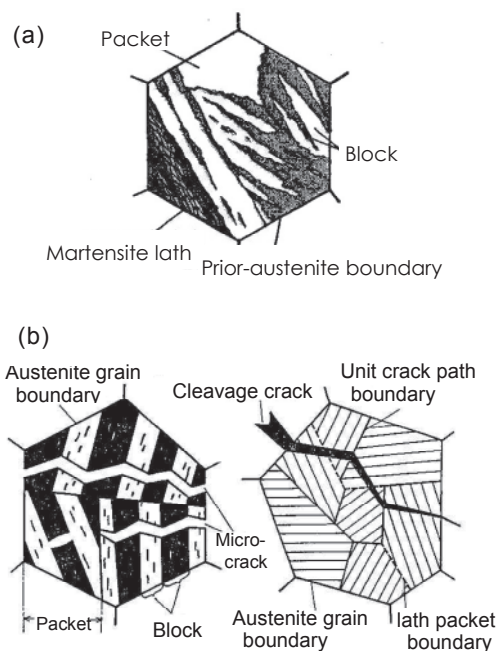


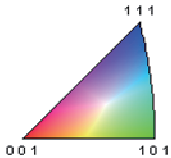
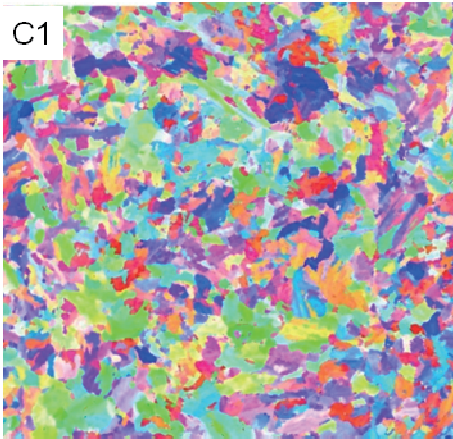
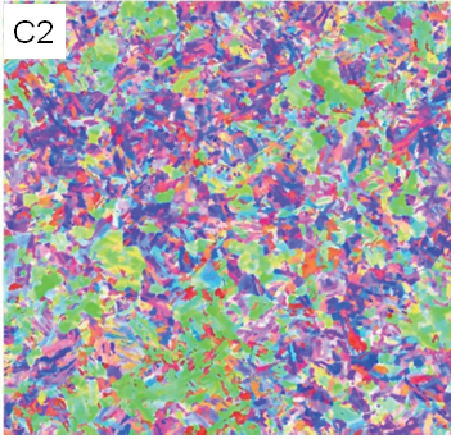
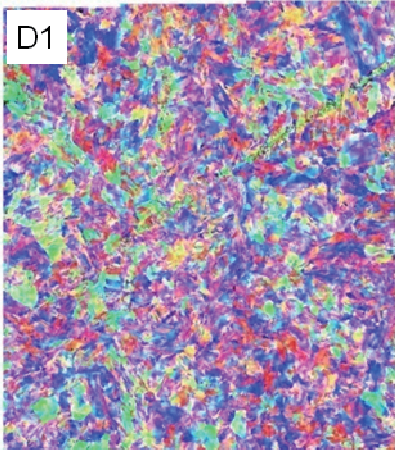
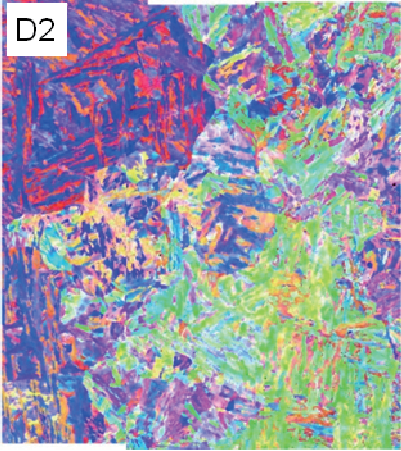
図-11 ラスマルテンサイトの構造とへき開割れ進展の概念図⁶⁾

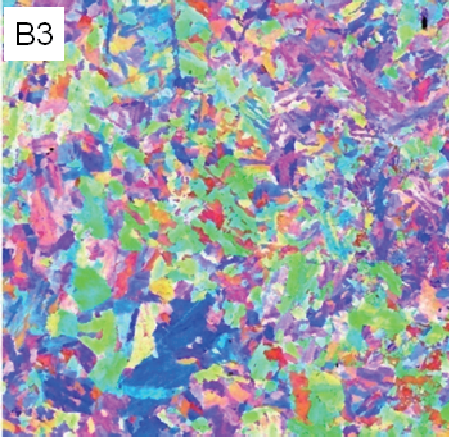
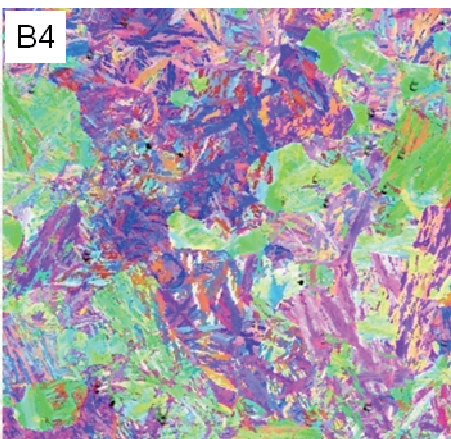
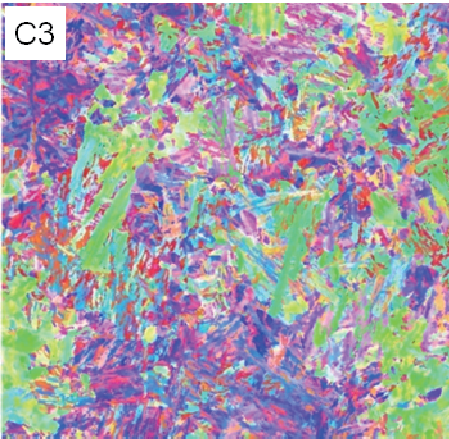
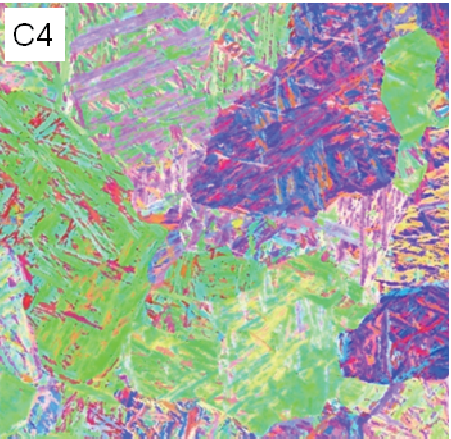
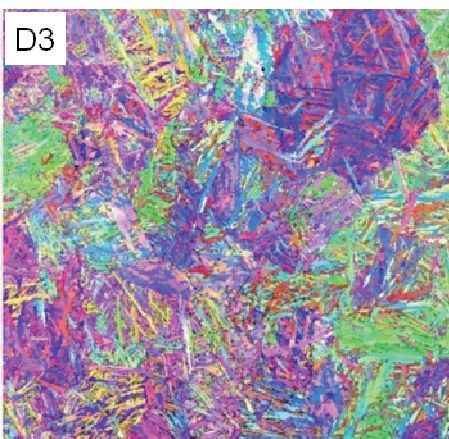
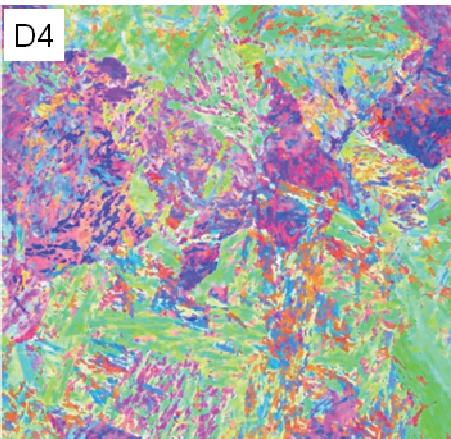
(a) ラスマルテンサイトの構造

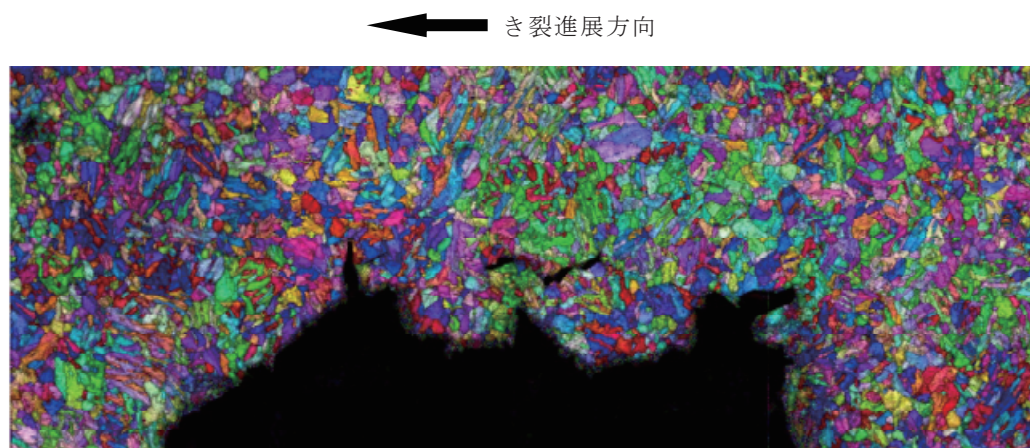
(b) へき開割れ進展の模式図と組織の評価単位概念

(左: ブロックの発達が強い場合、右: ブロックの発達が弱くパケット単位に依存)

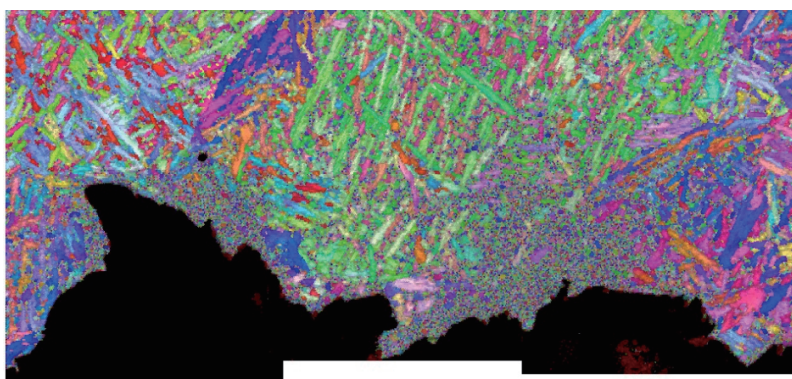
表-2 試作鋼の逆極点図マップ

	0.2Ni	0.75Ni
0.75Cr	Color Coded Map Type: Inverse Pole Figure [001] Iron (Alpha)  鍛造方向 50μm	
1.6Cr	C1 	C2 
3Cr	D1 	D2 

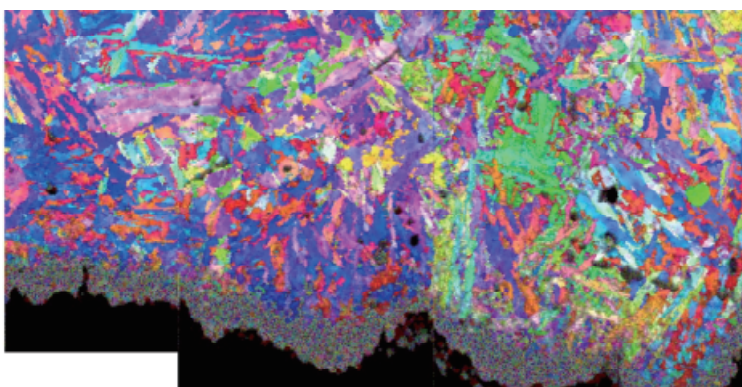
	1.6Ni	3Ni
0.75Cr		
1.6Cr		
3Cr		



(a) C2 鋼 旧 γ 結晶粒度 10.5 (平均粒径 約 $10\mu\text{m}$ 相当)
T.S.=1105MPa
vE = 55 J, 延性破面率 53.1%



(b) C4 鋼 旧 γ 結晶粒度 4.5 (平均粒径 約 $85\mu\text{m}$ 相当)
T.S.=1125MPa
vE = 47 J, 延性破面率 100%



(c) D2 鋼 旧 γ 結晶粒度 6.2 (平均粒径 約 $50\mu\text{m}$ 相当)
T.S.=1041MPa
vE = 79 J, 延性破面率 83.7%

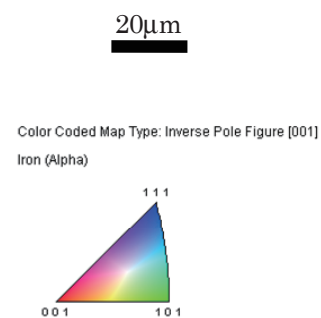


図-12 シャルピー衝撃試験後の試験片断面の解析結果
[焼入れ焼戻し材 (600°C)]

そこで、以上の結果について確認するため、Ni, Cr 添加のベイナイトラス組織への影響について検討した。

角屋らは、2.25Cr-Mo-V 鍛鋼のじん性に及ぼす Cr, Ni 等の影響を調べており、これらの添加元素がベイナイト変態開始温度(以下 Bs 温度と略称する)を下げる効果のあることを示している⁷⁾。また、その効果について、彼の実験の結果に加え、Bodner らの Cr-Mo-V 鋼の結果⁸⁾なども含め、以下のような回帰式を示している。

$$\begin{aligned} \text{Bs } (^{\circ}\text{C}) = & 680 - 175[\text{C}] - 49[\text{Mn}] - 35[\text{V}] \\ & - 28[\text{Ni}] - 46[\text{Cr}] - 12[\text{Mo}] + 11[\text{W}] \\ & \cdots \cdots (1) \end{aligned}$$

ここで、[C], [Mn], [Ni], [Cr], [Mo], [W]は、各元素含有量[wt.%]である。

角屋らが用いたのは、実用の 2.25Cr-Mo-V 鍛鋼(C 量 0.25%) で、これを基本組成として、Cr を 2.25~3.75%、Ni 0.8~2.25%、Mo 0.8~1.8%、W 0~1%、Mn 0.03~0.7%の範囲で組成を変えている。本研究では、前にも述べたように各試作鋼の連続冷却変態曲線(CCT 曲線)を作成するための実験などは行っていない。本試作鋼の組成は、W は含まれず、0.2%Si が含まれているものの、他の組成については角屋らの行った実験範囲と類似している。よって、(1)式から Bs 温度を算出することはできないが、合金添加元素の影響は同じ傾向を示すと考えると、Ni, Cr の影響 ($-28[\text{Ni}] - 46[\text{Cr}]$) のみで検討を行っても大きな差は生じないと思われる。そこで、本実験範囲で(1)式の Ni と Cr の項だけを取り出して適用すると、最も Bs 温度が高いのは B2 鋼で、最も低いのは D4 鋼であり、この二つの鋼の間では Bs 温度が 150℃以上差のあることになる。角屋らは、(1)式より、Cr および Ni の組織微細化の効果は、Bs 温度を低下させることによるものであると報告している。加えて Ni によるじん性改善の重要な要因として、Jolly らが炭素鋼で報告した Ni 添加によって積層欠陥エネルギーが増大し、交差すべりが容易になる効果が強く寄与していると述べている。そこで、これらの結果を確認するため、旧 γ 粒内のベイナイトのラスサイズとそのアスペクト比の平均を EBSD の解析結果から算出した。図-13 は、ベイナイトラスのサイズを Ni, Cr 添加量で整理したものである。本解析では、隣接する解析点の結晶方位が 15°以上異なると別の結晶であると識別するよう設定した。表-2 の各試料の解析結果から旧 γ 粒内のラスサイズをラスの面積 (μm^2) で表し、その分布と平均値を求めた。ただし、平均値については、特にじん性に

おいて結晶粒径の大きい粒子の影響が強いと考え、対象となる視野の全面積を単純に結晶粒の数で割った数平均ではなく、粗大結晶粒の寄与を考慮した面積平均粒径(具体的には、結晶粒径の最小値から最大値の範囲を 20 分割して粒径分布を取り、各粒径分布範囲に含まれる結晶粒の面積合計が全体に占める割合を計算し、その各粒径範囲の中心値に掛け合わせて算出した平均値)を用いた。なお、表-2 の EBSD 解析結果は、3 視野を結合させて作ったものである。このため、ラスのサイズとアスペクト比についても、その 3 視野それぞれについて上記の平均値を算出した上でその平

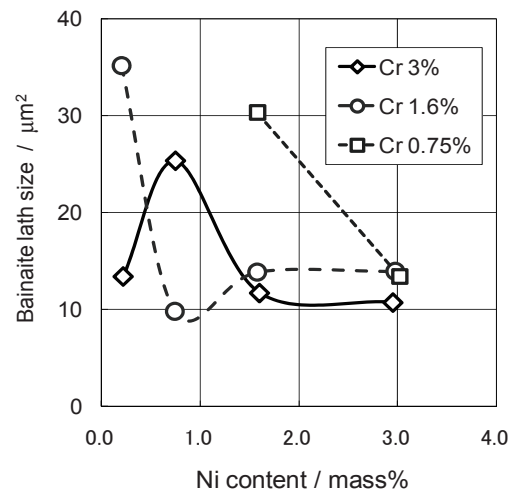


図-13 ベイナイトラスのサイズに及ぼす Ni, Cr 添加量の影響

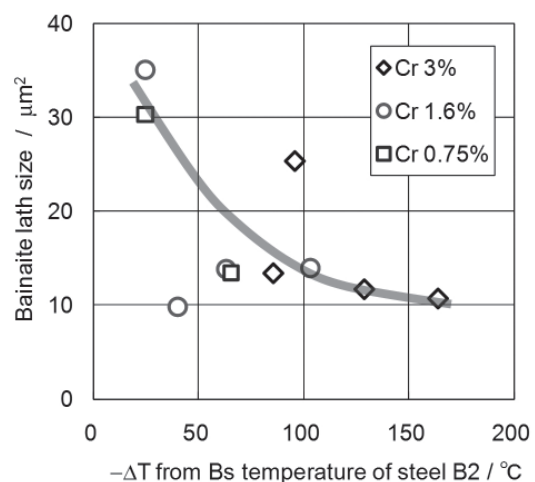


図-14 ベイナイトラスのサイズに及ぼす Bs 温度低下の影響

均をとった。図-8 では、Ni 添加量が増えると、旧 γ 粒径が粗大化することが示されたが、その内部のラスのサイズは、図-13 からわかるように全体としては Cr と Ni の添加量が増えるにつれて、小さくなる傾向にある。Cr が 3% の D1~D4 シリーズでは、Ni 量 0.75% を境に Ni 添加による影響の傾向が変化するが、これはもともと Cr 量が多いために微細組織だったものが、Ni 添加により針状化する過程で、いったん粗大化するものと考えられる。

一方、図-13 の結果を(1)式を使って Bs 温度で再整理したものが、図-14 である。最も Bs 温度が高いと考えられる B2 鋼からの温度差 $-\Delta T$ を Ni, Cr 量から計算し、整理した。これより、多少のばらつきはあるものの、Bs 温度とベイナイトラス粒径の間には相関関係のあることが示された。Bs 温度の低下はベイナイト組織の微細化を促す主要因と考えられる。

これに対し、ラス組織の形態の影響については、各結晶粒のアスペクト比を用いて整理した。表-3 は各アスペクト比の範囲ごとに結晶粒を色分けしたもので（アスペクト比 0.1-0.5 の範囲を 0.1 刻みで色分けしている）、アスペクト比 0.5 以上（等軸粒に近い）の粒子は白色で表されている。Cr と Ni の添加により組織の微細化と針状化が起きていることがわかる。図-15 はこれを定量的に表したものである。3Cr のシリーズのみ一度針状化したのち、球状化の傾向を示しているが、全体としては、Ni, Cr ともに添加量が増えるとラス組織の針状化が起これることを示している。

以上より、図-6, 8, 12~14 の関係をみると、本合

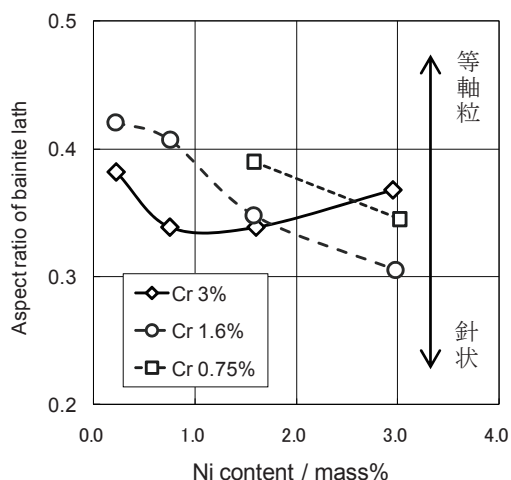


図-15 ベイナイトラスのアスペクト比に及ぼす Ni, Cr 添加量の影響

金系では、Ni, Cr の添加量によって、旧 γ 粒のサイズ、その内部のラスの形状やサイズ、ブロックの発達度合いに影響することで、その強度とじん性に変化すると考えられる。また、Ni 添加によって、交差すべりが容易になる効果については、確認できるようなデータは得られなかったが、特に Ni, Cr 量の多い範囲で複雑な強度特性の傾向を示すのは、この効果も含めた影響によるものと考えられる。

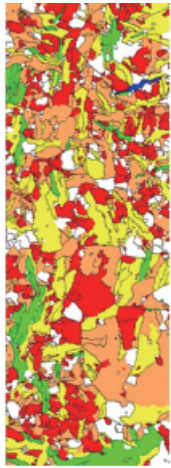
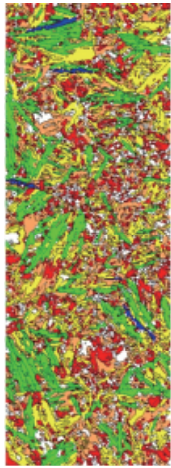
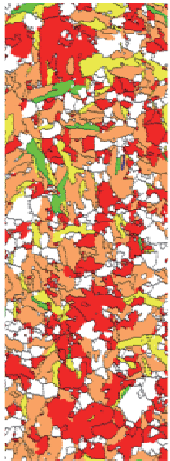
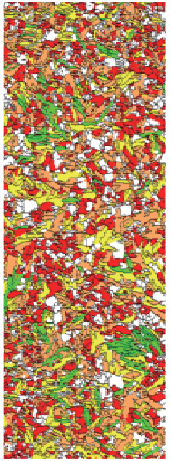
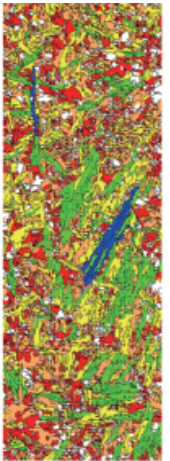
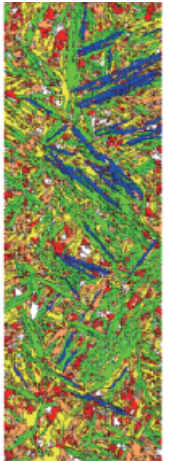
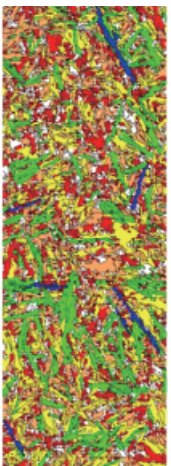
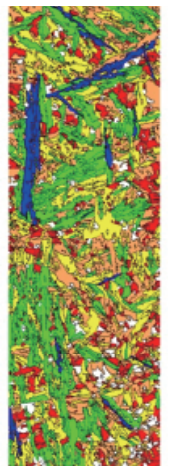
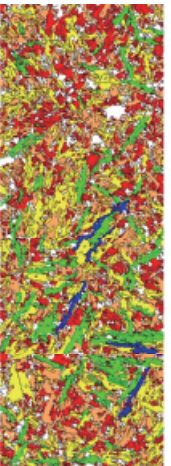
3.1.2 まとめ

低合金鋼の機械的特性を向上させるために、主要元素である Ni, Cr の添加量を系統的に変えて低合金鋼を試作し、材料の組織や強度特性に及ぼす Ni, Cr の影響について検討した。その結果、以下のことが明らかとなった。

- 1) 本合金系は Ni および Cr の添加量によって組織が大きく変化し、それに伴って機械的特性も変化する。
- 2) これらの影響は旧 γ 粒径だけでなく、その内部のラスの形状やサイズ、ブロックの発達に強く現れ、ラスのサイズと形態の影響が最も支配的である。
- 3) Cr は組織の微細化に寄与して、低金鋼の機械的特性を向上させる。Cr にもラス組織の針状化の効果はあるが、Cr 量が多すぎる場合には、組織は等軸化に向かう。
- 4) Ni は主に旧 γ 粒内のラス組織を微細化、針状化することでじん性を向上させていると考えられる。ただし、Ni の過剰添加は、ラスの特定方位への発達によるブロック、パケットの形成を促し、旧 γ 結晶粒の粗大化を招くとともに旧 γ 粒間の方位差を大きくする。このため、破壊の単位はブロック、パケット単位、あるいは旧 γ 粒界での破壊が起これやすくなり、強度特性が低下する。
- 5) Cr, Ni による組織微細化は、これらの添加による Bs 温度の低下の寄与が大きい。

本研究で行った組成範囲と熱処理条件では 1.6Cr-1.6Ni のとき、最大値が得られた。このときの引張強度と vE は、焼戻し温度 600℃で、それぞれ 1105MPa と 55J となり、現行材の機械特性に比べて 10%以上向上させることができた。

表-3 アスペクト比による組織の解析結果

	0.2Ni	0.75Ni	1.6Ni	3Ni
0.75Cr	Aspect ratio 0 - 0.1 0.1 - 0.2 0.2 - 0.3 0.3 - 0.4 0.4 - 0.5 0.5 - 1 30μm		B3 	B4 
1.6Cr	C1 	C2 	C3 	C4 
3Cr	D1 	D2 	D3 	D4 

3. 2 焼入れ・焼戻し材（再加熱処理あり）の強度特性

3.2.1 実験結果および考察

3.1の結果から、機械特性の改善が期待できる組成のものをピックアップし、これらの試作鋼が実製造工程でも十分な機械特性を有するか調べるため、図-2に示した再加熱処理を施し、機械特性の劣化がないかを検討した。

図-16および図-17に600℃で焼戻し処理を行った各試料の引張およびシャルピー衝撃試験の結果を示す。

これより、ほとんどの試作鋼が再加熱処理を行うことで、引張強さの低下は大きくないものの、著しくじん性値を低下させることがわかった。じん性の

低下がほとんどなかったのは、0.75%Crの高Ni量るときであった。

再加熱処理なしの試作鋼では、個別の熱処理条件を設定しない代わりに焼戻し温度を580~620℃の間で変え、規格化じん性値を用いて比較したが、再加熱処理材では、焼戻し温度を600℃として固定し、一部の試作鋼のみで焼戻し温度を変え、確認を行った。その結果の一部を図-18および19に示す。図-18より、再加熱処理を行った場合でも、焼戻し温度による引張強さと vE への影響は傾向が変わらず、直線近似した場合のばらつきも比較的少ないことが分かる。また、図-17については、

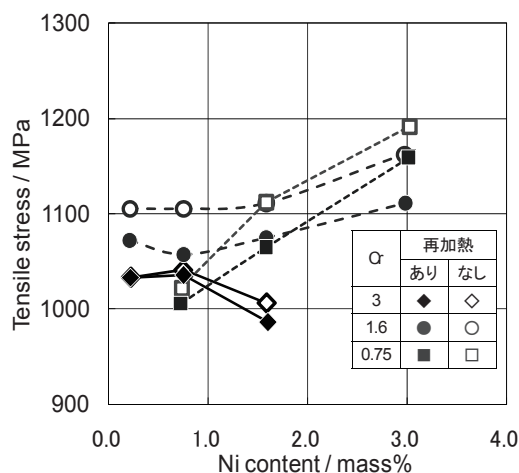


図-16 600℃焼戻し材の引張強さに対するNi, Cr添加量および再加熱処理の影響

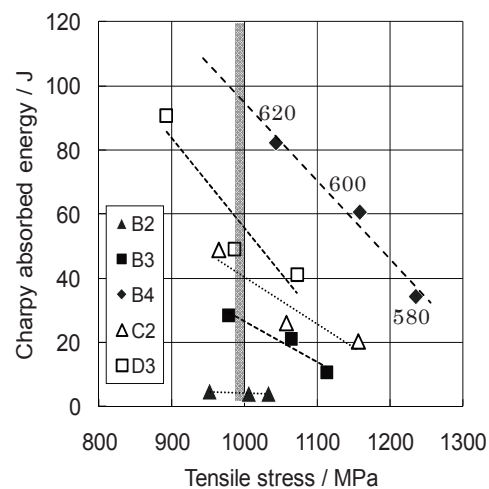


図-18 試作鋼の引張強さとシャルピー吸収エネルギーの関係に及ぼす焼戻し温度の影響

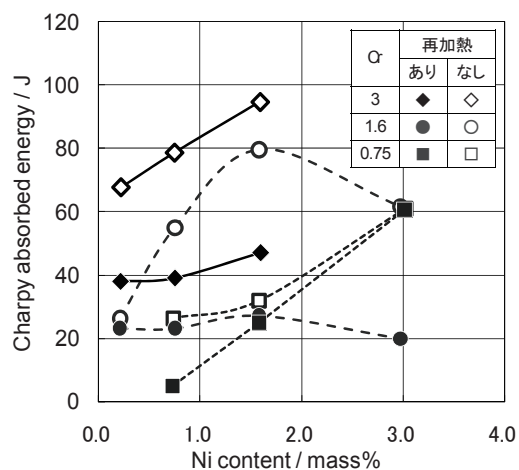


図-17 600℃焼戻し材のシャルピー吸収エネルギーに対するNi, Cr添加量および再加熱処理の影響

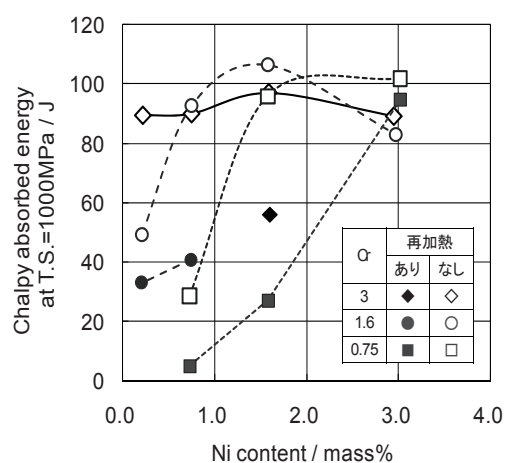


図-19 試作鋼の規格化じん性値に対するNi, Cr添加量および再加熱処理の影響

ほとんどの試作鋼で規格化じん性値が低下しているが、唯一、B4 鋼（0.75Cr-3Ni）のみが再加熱処理を行っても機械特性が低下していない。

そこで、これらの強化メカニズムを検討するため、前項と同じように組織観察を行い、旧 γ 粒径の測定を行った。組織写真の例を図-20 に示す。再加熱処理材では、旧 γ 粒界のエッチングがうまくできず、粒度測定ができなかったものもあった。いずれもベイナイト主体の組織であったが、旧 γ 粒径は著しく粗大化していた。

図-21 に結晶粒度計測の結果を示す。これより、ほとんどの試作鋼で再加熱による著しい結晶粒の粗大化が起こることがわかった。Cr が少なく Ni が増えると旧 γ 粒が粗大化する傾向があるようにもみえるが、Ni, Cr の量にはあまり依存せず、多くの試作鋼で結晶粒度が 0 近く（平均粒径 400 μm 相当）となっている。じん性の低下は、この旧 γ 粒の粗大化

による可能性もあるが、強度自体はあまり低下しておらず、また、図-19 において再加熱処理を行っても機械特性が低下していなかった B4 鋼（0.75Cr-3Ni）では旧 γ 粒径がもっとも大きく、1mm 近い粗大粒となっている。このため、再加熱処理材においても材料の強度に影響を及ぼす組織の単位は旧 γ 粒ではなく、ラスなどのサイズや形状にあると考えられる。

そこで、再加熱処理を行ったのち、焼入れ焼戻しを行った試料の一部について、EBSD を用いて組織の解析を行ったので、その結果を表-4 にまとめて示す。これより、各試作鋼とも再加熱処理により旧 γ 粒径だけでなく、ラス組織も粗大化し、同じ結晶方位を持つブロックの発達が再加熱処理なしの場合に比べて顕著であることが分かる。

また、図-22 には各熱処理段階でどのような組織変化をしているのかを、C3 鋼を例として示した。これより、鍛造時にランダムな方位をもつ旧 γ 粒内の結晶粒は、再加熱処理がない場合には、焼入れによって微細化する。焼戻し後でも焼入れ後の組織を維持し、結晶方位も鍛造時の状態を維持している。これに対し、再加熱処理を行った場合には、結晶粒が特定の方位に対して、著しく成長し、ラスの粗大化とブロック化が進むことが分かる。一度粗大化したラス組織は、その後焼入れ焼戻し処理を行っても、再熱処理なしの組織のように微細化できず、特定の結晶方位をもったブロック組織が発達することがわかる。

これに対して、じん性の低下がみられなかった B4 鋼について、再加熱処理材の熱処理に伴う組

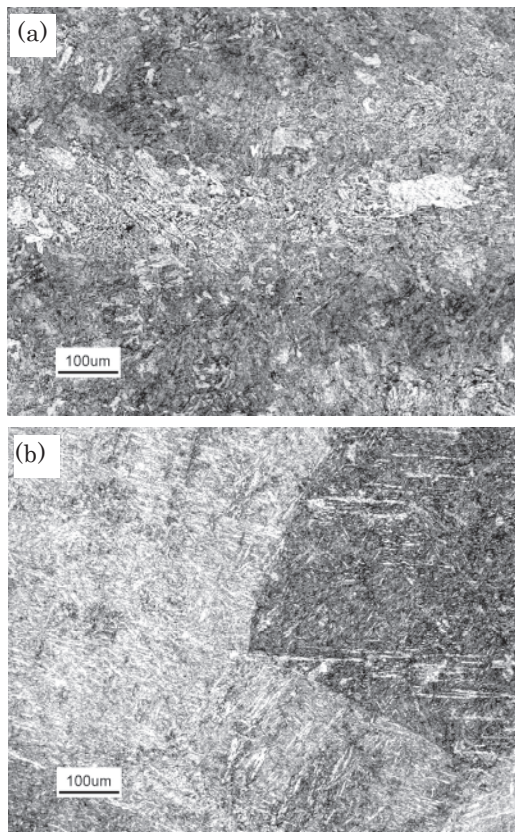


図-20 再加熱処理材の組織写真
（焼入れ焼戻し材）

(a) B2 鋼（0.75Cr-0.75Ni）

結晶粒度：測定不能

(b) B4 鋼（0.75Cr-3Ni）

結晶粒度-2.5（平均粒径約 960 μm 相当）

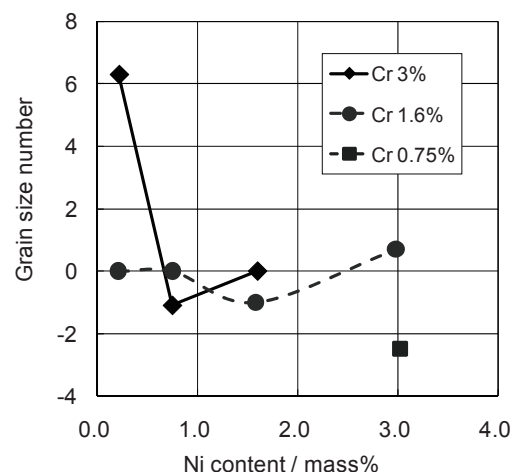
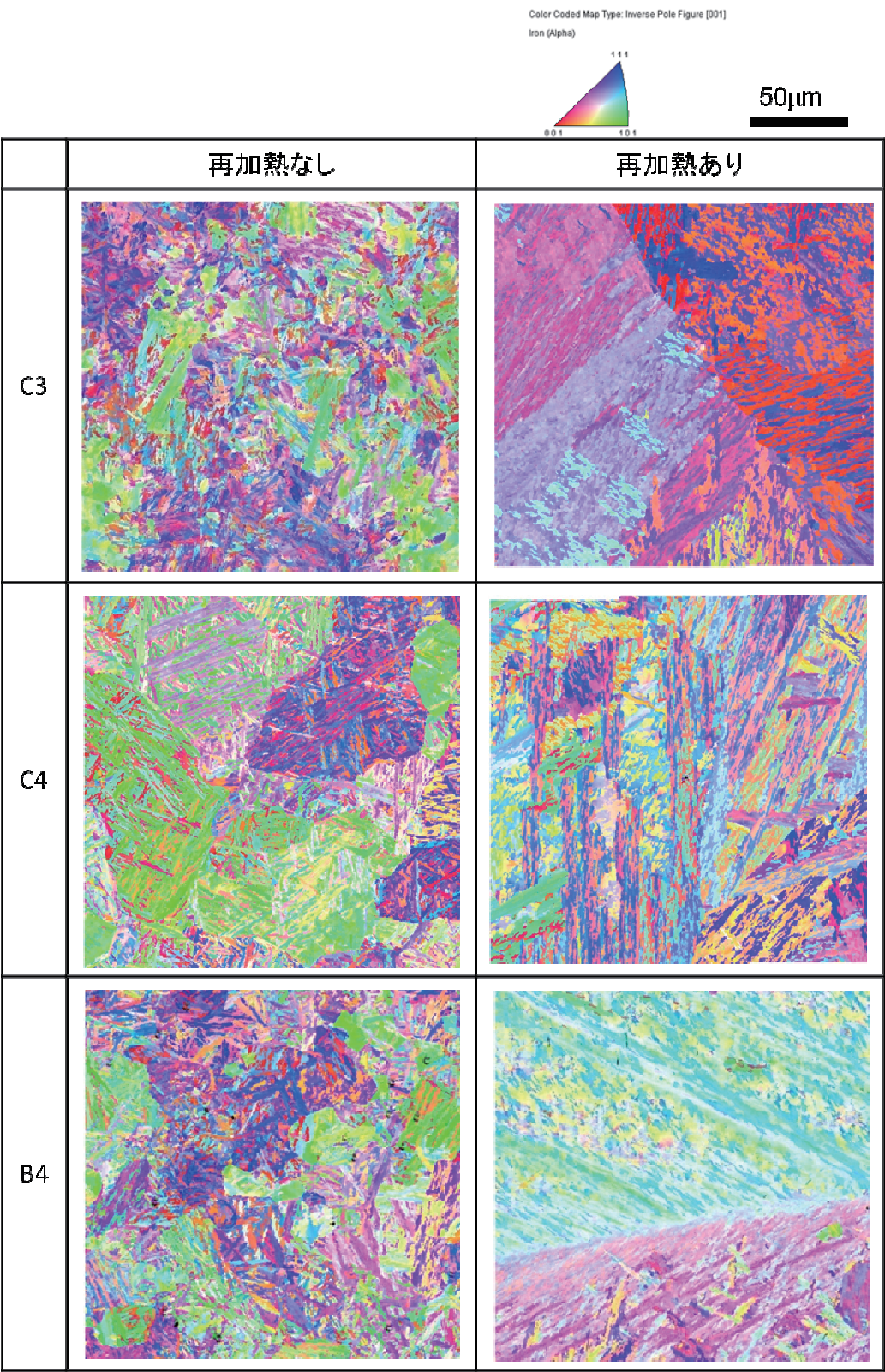


図-21 再加熱処理材の旧 γ 粒径に対する
Ni, Cr 添加量の影響

表-4 再加熱処理による組織への影響



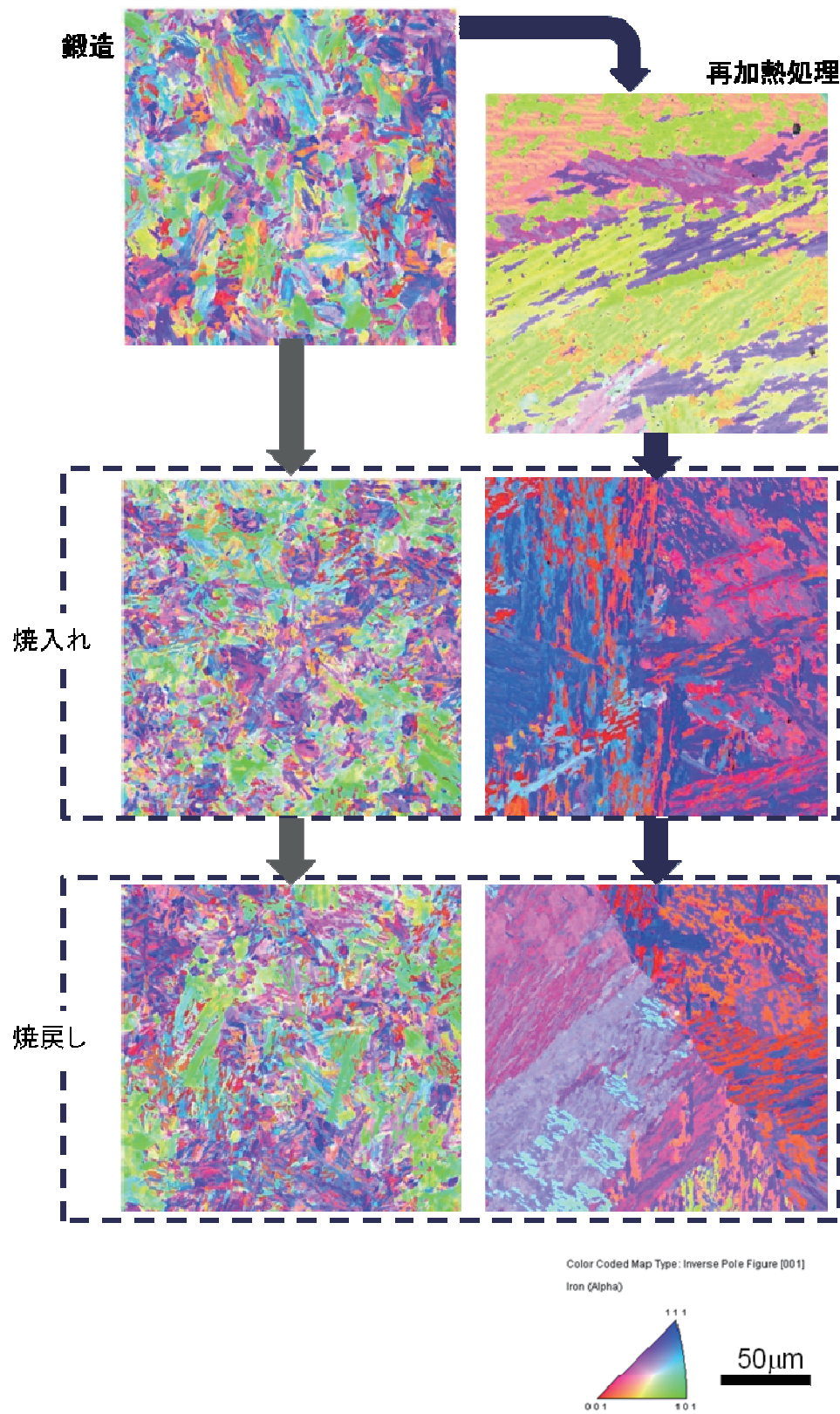


図-22 各熱処理段階による組織変化

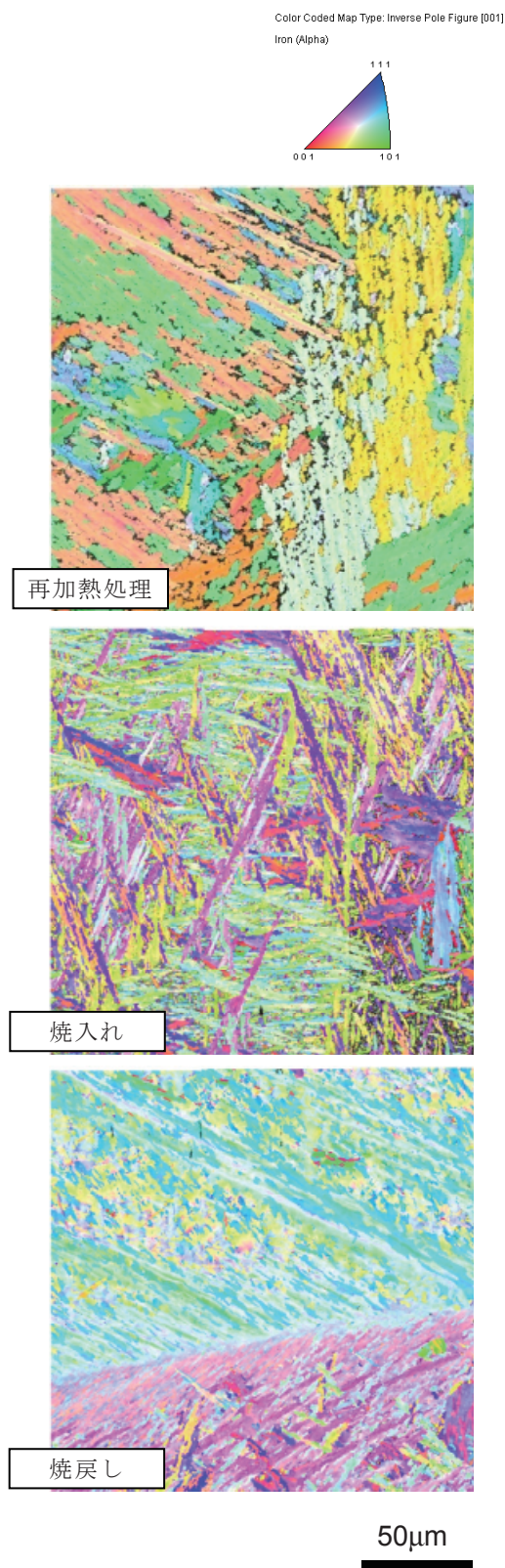


図-23 B4 鋼再加熱処理材の各熱処理にともなう組織変化

織変化を示したものが図-23 である。これより、本試作鋼では、著しく特定方位に粗大化したラス組織が焼入れ焼戻しによって、微細化していることがわかる。

図-24 に、再加熱処理材におけるベイナイトラス粒径に及ぼす Ni, Cr 量の影響を、図-25 にベイナイトラスのアスペクト比に及ぼす Ni, Cr 量の影響を示す。データ点が少ないため、十分な議論はできないが、Cr を 0.75% 含有したシリーズ (B2~B4) では、Ni 添加によるラス粒径微細化への影響は非常に大きいことがわかる。再加熱処理材でじん性低下を起こさなかった B4 鋼は、旧ッ

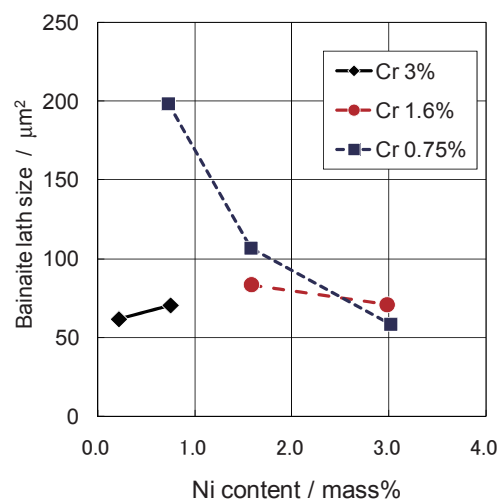


図-24 再加熱処理材のベイナイトラスのサイズに対する Ni, Cr 添加量の影響

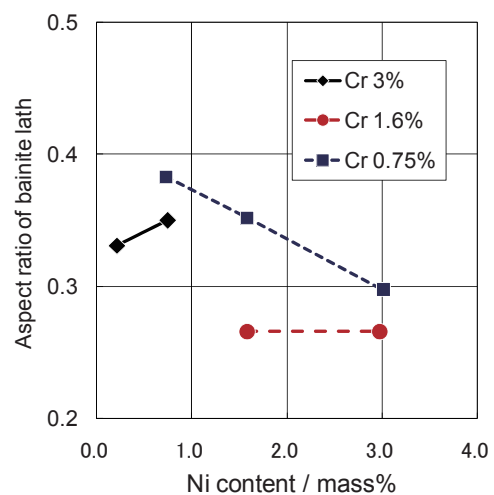


図-25 再加熱処理材のベイナイトラスのアスペクト比に対する Ni, Cr 添加量の影響

粒径はもっとも粗大となったものの、ラス粒径は計測したなかでもっとも微細である。また、ラスのアスペクト比についても、Ni量の増加とともにアスペクト比が小さくなる（針状化）傾向を示している。この中で、C4鋼(1.6Cr-3Ni)は、じん性の低下を示

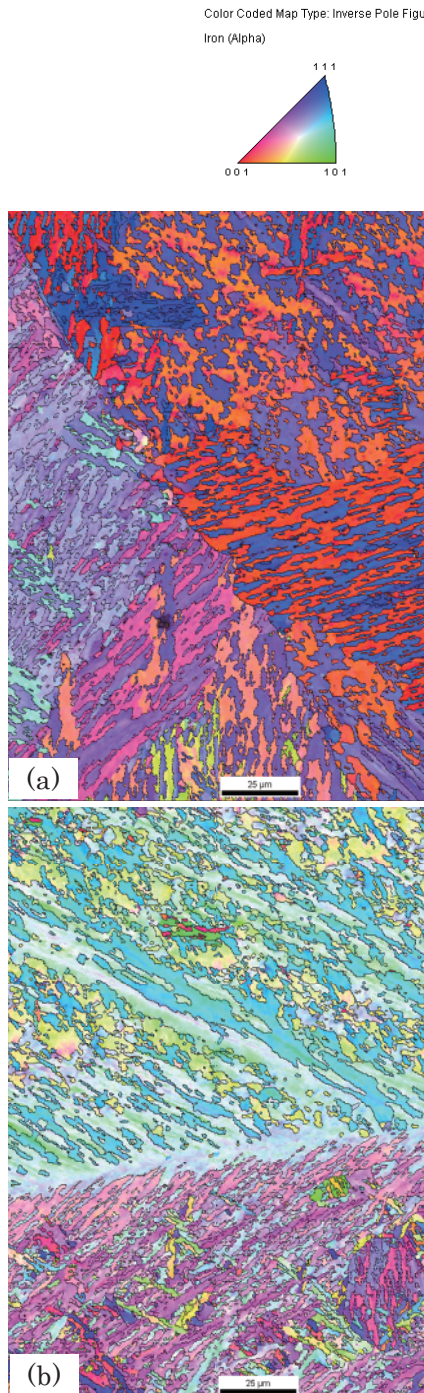


図-26 EBSD逆極点図解析結果の粒界近傍拡大図
(a) C3鋼, (b) B4鋼

さなかった B4 鋼(0.75Cr-3Ni)と、同等のラスのサイズとアスペクト比を示しているにもかかわらず、図-17で示されたように著しいじん性の低下を示した。この二つの合金鋼は Ni 量も同じであることから、Ni 添加によって交差すべりが容易になる効果にも差はないので、Cr 添加による逆変態時の何らかの作用が強く寄与していると考えられる。この点については、金属炭化物系の析出物のサイズや分布の影響が考えられるが、本研究では析出物の状態については確認できなかった。

そこで、改めて EBSD の解析結果を調べると、B4 鋼には図-26に示すように、粒界上に結晶粒界のない帯状の領域があることがわかった。このことから、B4 鋼が高強度高じん性を保つ理由としては、再加熱処理の逆変態時に結晶粒径が粗大化しても、金属系炭化物などの析出物の影響により、その後の熱処理によってラスサイズが微細化できること、また、粒界近傍に現れる帯状領域の存在によるものと考えられる。

3.2.2 まとめ

3.1 で得られた結果をもとに、船用大型鍛鋼製品の実製造工程に近い熱処理工程を模擬し、材料の組織や強度特性に及ぼす Ni, Cr 量および熱処理条件の影響について検討した。その結果、以下のことがわかった。

- 1) 大型鍛鋼品の実製造工程で生じる再加熱過程により、今回試作した範囲の低合金鋼では、旧 γ 粒の粗大化が起こり、その後調質処理を行っても粒径は元に戻らない。
- 2) この結果として、試作鋼の引張強さには大きな低下はみられないものの、じん性は著しく低下することがわかった。
- 3) しかしながら、0.75Cr-3Ni の組成では、結晶粒の粗大化は著しいものの、靱性はほとんど低下せず、高強度高じん性鋼の開発目標値を達成することができた。
- 4) この強度メカニズムは、再加熱時の逆変態時に関係すると思われる。これを明らかにするためには、析出物の形態および分布の調査と、旧 γ 粒界近傍での針状ラス組織の挙動を追う必要があると考えられた。

最後に今回の試作鋼の強度特性をまとめたものを図-27に示す。

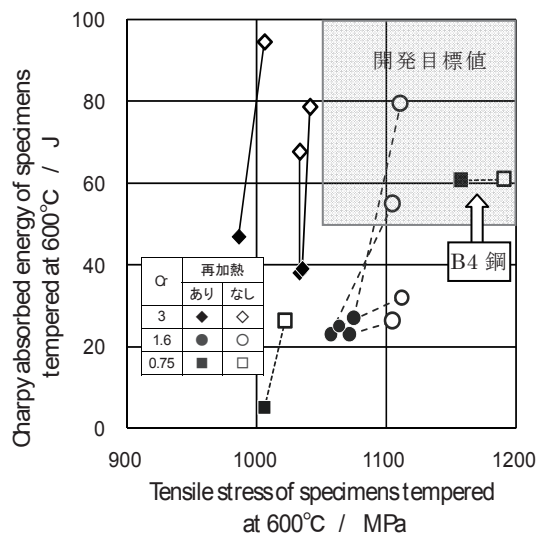


図-27 試作鋼の強度特性(まとめ)

4. まとめ

低合金鋼の機械的特性を向上させるために、主要元素である Ni, Cr の添加量を系統的に変えて低合金鋼を試作し、材料の組織や強度特性に及ぼす Ni, Cr の影響について検討した。研究計画前半では、通常の鍛造材に焼入れ焼戻し処理を行う場合について検討し、その後、大型鍛鋼製品の実製造工程を模擬した特殊な熱処理条件下で材料の組織や強度特性について検討した。その結果、実製造工程を模擬した熱処理である再熱処理を行った場合と、行わない場合では、最も高強度高靱性を示す合金組成が異なることが分かった。再加熱処理をしない場合には、1.6Cr-1.6Ni のときに最大値(焼戻し温度 600℃の時、T.S.=1110MP, vE=80J) が得られたが、再加熱処理を行うと、著しいじん性値の低下が起こった (T.S.=1075MP, vE=27J)。これに対し、0.75Cr-3Ni (B4 鋼) では再加熱処理を行うことにより、ほとんどじん性値が低下せず (T.S.=1160MP, vE=61J) 、

研究開始当初に開発目標とした現行材の機械特性を 10%以上改善するという目標値 (T.S.=1050MPa 以上、vE=50J 以上) を達成できた。

謝辞

本研究を行うにあたり、多大なるご協力をいただきました神戸製鋼所深谷莊吾氏、藤綱宣之氏、香川恭徳氏には、心より感謝いたします。また、EBSD 分析等についてご協力をいただきました当所非常勤職員田形昭次郎氏にも心から感謝いたします。

参考文献

- 1) 久保晴義、森啓之：「当社におけるクランク軸の製造・技術開発の足跡」、R&D 神戸製鋼技報、Vol. 55 No. 2 (Sep. 2005)、pp.46-50.
- 2) 香川恭徳、深谷莊吾他：「低合金鋼の強度に及ぼす固溶 N とその強化に及ぼす合金成分の影響」、材料とプロセス、Vol.16 (2003)-1535.
- 3) 深谷莊吾、藤綱宣之他：「大型鍛鋼品用低合金鋼の靱性に及ぼす Ni および Cr の影響」、材料とプロセス、Vol.17 (2004)-1420.
- 4) 牧正志：「鋼のベイナイトとその工業的重要性」、まてりあ、Vol.46 (2007)、pp.321-326.
- 5) 本間亮介：「Ni-Cr-Mo-V 鋼のオーステナイト結晶粒の挙動におよぼす Ni の影響」、鉄と鋼、Vol.58 (1972)、pp.119-127.
- 6) 田村今男：「鋼におけるマルテンサイトの形態と強じん性」、熱処理、Vol.23 (1983)、pp.131-137.
- 7) 角屋好邦、北井敬人他：「2.25Cr-Mo-V 鍛鋼のじん性に及ぼす Cr, Mo, W, Mn および Ni の影響」、鉄と鋼、Vol.79 (1993)、pp.980-987.
- 8) R.L. Bodnar, J.R. Michel, et al., "Progress in the Design of an Improved High-Temperature 1 Percent CrMoV Roter Steel", Vol.112 (1990-1), pp.99-115.