

© 1984 ISIJ

低合金鋼のオーステナイト結晶粒の微細化と粗大化

津村 輝隆*・鎌田 芳彦*・田ノ上修二*・大谷 泰夫*²

Austenite Grain Refinement and Coarsening of Low Alloy Steel

Terutaka TSUMURA, Yoshihiko KAMADA, Shuji TANOUE and Hiroo OHTANI

表 1 γ 粒度に及ぼす合金元素の影響^{1)~5)}

1. 緒 言

鉄鋼材料の性質を支配する多くの因子のうちで、最も重要な役割を有するものは結晶粒度であるといつても過言ではなからう。なかでも低合金鋼のオーステナイト(以下 γ) 結晶粒の微細化は特殊な用途を除いては性質を向上させる。例えば変態を通じて強度・靱性を決定するばかりでなく、粒界脆化や熱処理時のわれや歪みの減少、耐応力腐食われ性の向上など化学的、物理的性質を変える場合が多い。

γ 粒度の制御については古くから多くの研究が行われているが、最近の製鋼技術の進歩は主要合金元素や微量元素を正確に中させ、清浄鋼を溶製できる反面、粒度変化に対して感受性を高めたといえなくもない。そのため化学成分に加えて圧延や熱処理の新しいプロセスを配慮して粒度を制御することが通常行われるようになってきた。

本資料は溶接性高張力鋼、機械構造用鋼などの実用低合金鋼の熱処理時の γ 粒度に影響を及ぼす各種要因の知見をまとめたものである。

2. γ 粒度に影響する因子

2.1 主要合金元素

γ 粒度に及ぼす合金元素の影響は、溶製法(電気炉、転炉)、凝固方法(鋼塊サイズ、連続鋳造法)、微量元素、熱間圧延条件、前処理等の来歴により異なるので、粒度の絶対値を比較することは困難であるが、表 1 に示すごとく従来の研究の結果^{1)~5)}及び筆者らの検討結果はほぼ一致した傾向を示している。Si を除けばほとんどの元素は添加すれば γ 粒を微細化する。熱処理前履歴として熱間圧延のままや焼ならしを含むが、実用低合金鋼の通常の熱処理時(主として A_{c3} 点+30~80°C 処理)の γ 粒度と C, Si, Mn 及び Mo, Ni の添加量の関係をそれぞれ図 1~図 4 に示す。化学成分により

合金元素	効 果
C	0.05% 以下で他の合金元素と共存しても微細化効果なし 0.05% 以上で初期粒微細化効果大 0.1% 以上で変化は少ない
Si	0.2% まで微細化。 それ以上で粗大化
Mn	やや微細化効果あり。 1.5% 程度で飽和
Cu	1% 程度まで影響なし。 3% 添加で微細化
Cr	9% まで微細化。 Cr-N の効果の可能性あり
Mo	やや微細化効果あり。 1% 程度で飽和
Ni	10% 程度まで微細化効果大
Ti, Nb Zr, Al V	微細析出物として微細化効果大

A_{c3} 点は多少異なつても、 γ 粒度は 0.1% C 系の低合金鋼では No. 7~8 (平均粒径 22~32 μm) 程度、0.2~0.4% C 系低合金鋼は No. 8~9.5 (平均粒径 13~22 μm) 程度であることがわかる[†]。Nb 等の微細化元素添加鋼はやや細粒になる。溶接性を考慮した極低炭素高張力鋼(C \leq 0.04%)は γ 粒はやや大きく、9% Ni 低温用鋼は 0.05% C の低炭素鋼でも γ 粒度は No. 9 程度の細粒である。

C の影響については、藤田、盛ら¹⁾の純系を用いた詳細な研究によれば、0.05% C を境にして γ 粒度が大きく変化することを示しており、実用鋼の傾向とよく一致している。これらは木下ら⁶⁾の SCr 420 鋼の γ の成長

[†] 本資料では ASTM E112 に準じた切片法 (Intercept Procedure) によつて平均切片長さ(\bar{l})を求め、 $dn=1.125\bar{l}$ の ASTM 公称粒径をもつて平均粒径と称した。同じサイズの球形結晶粒を仮定すれば、平均粒径は $d=1.5\bar{l}$ で表される。また粒度 No. は \bar{l} を μm 表示として、 $\text{ASTM No.} = 16.6439 - 6.6439 \log \bar{l}$ なる式を用い、 \bar{l} から算出した。

昭和 59 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 4 月 2 日受付 (Received Apr. 2, 1984) (依頼技術資料)

* 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

*² 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

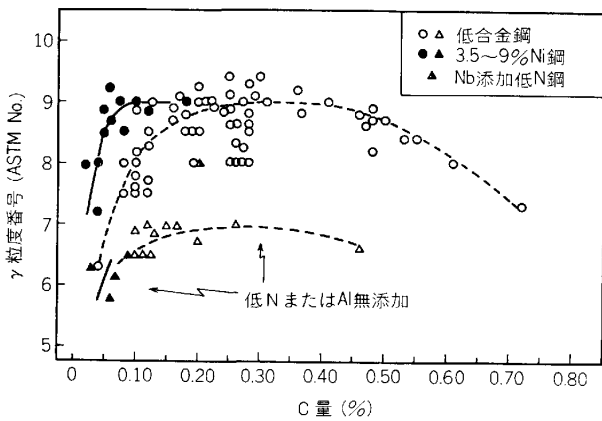


図1 γ 粒度に及ぼすC量の影響
[熱処理: 800~920°C × 30 min W.Q.]

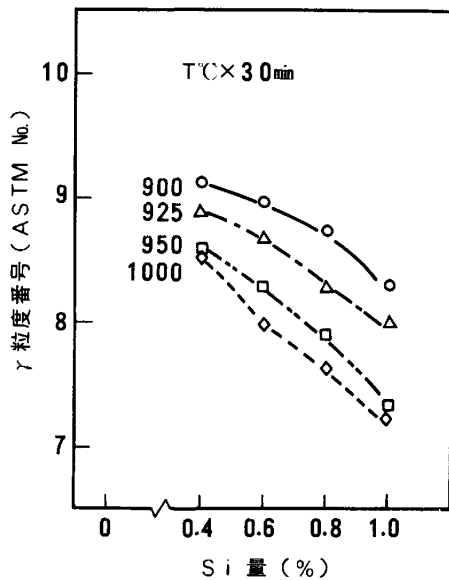


図2 γ 粒度に及ぼすSi量の影響 [熱処理: 900~1000°C × 30 min W.Q.] (1Cr-0.5Mo 鋼)

はフェライト (以下 α) やパーライトで阻止されることや、高山、西沢ら⁷⁾により Fe-Si 合金で定量的に解析されたように二相 (α , Fe_3C , γ など) 共存域では粒成長が遅く、単相 (特に α 相) の成長が大きいことと密接に関係しているのであろう。Cが0.5%を越えると逆に γ 粒は大きくなる傾向を示している。また化学成分に依存して熱間圧延材や焼ならし材の前組織が変化することも γ 粒度変化の一要因になるであろう。事実偏析部は焼入性が大きであるとともに γ 粒も微細である。

特徴ある挙動は Si の粗大化傾向、Ni は多量添加では微細化傾向がそれぞれ大きいことであるが、これについては現在明確な説明は困難である。 α/γ 変態の特徴からみれば変態点を低下させる元素や (C, Mn, Ni, Cr は Ac_3 点を低下させる)、炭化物生成元素 (C, Cr, Mo) の添加は γ 粒を小さくしている。Si は炭化物を形成せず Ac_1 点、 Ac_3 点のいずれをも大幅に上昇させる数少ない元素である。 Ac_3 点異なるためによる熱処

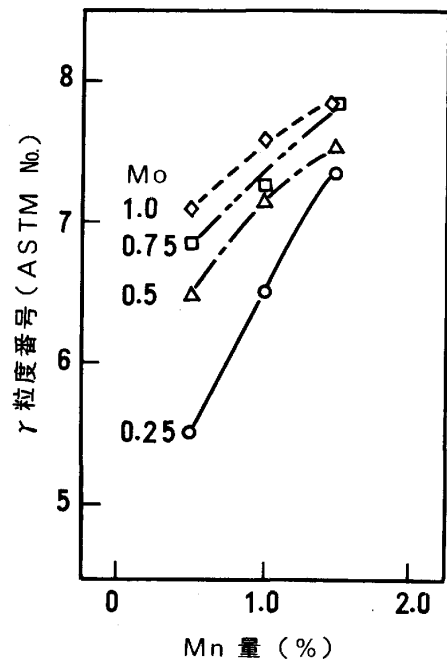


図3 γ 粒度に及ぼす Mn, Mo 量の影響 (Al < 0.001%, N < 20ppm) [熱処理: 850°C × 30 min W.Q.]

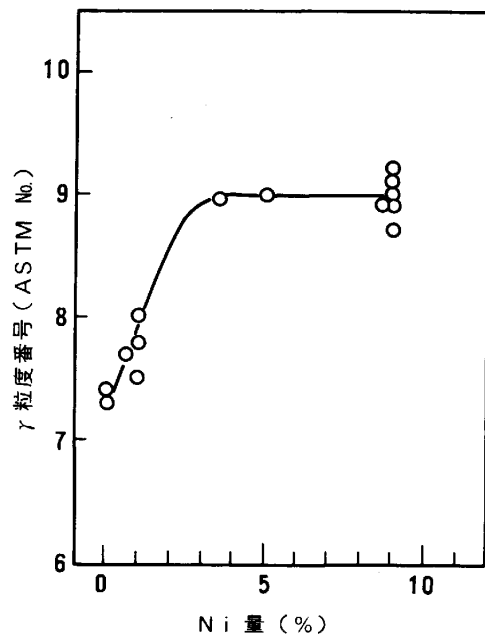


図4 γ 粒度に及ぼす Ni 量の影響 [熱処理: 900°C × 30 min W.Q.]

理温度の高低に起因して γ 粒度が変化するのではないことは、Ni 鋼と Si 鋼では Ac_3 点は大きく異なるにもかかわらず、同一熱処理温度で γ 粒度の差が依然として認められることから明らかである。 Ac_3 点が増加することはより高温まで α が存在することであり、この α 粒度制御がその後の γ 粒度制御に重要であることは、制御圧延材の方が通常圧延材よりも γ 粒が小さいことから理解できる。また、セメントナイト中には Si

は固溶せず、Mn や Cr, Mo の濃縮したセメンタイトや合金炭化物は高温までより安定であり、従つて α , γ 粒成長抑制にもより有効であろう。 α/γ 変態中の合金元素の各相への濃縮や粒界偏析の容易さも粒成長を阻止する要因となろう。いずれにしても Ac_3 点直上の γ 粒度は、結晶粒粗大化温度まであまり変化しないことから考えて、 α/γ 二相域の成長と密接に関係していると推定される。 Ni の多量添加は Ac_1 点, Ac_3 点をいずれも大幅に低下させることや、田村ら⁹⁾ の報告にあるように、ラスマルテンサイトの加熱時において 7%Ni 鋼は旧 γ 粒界のみならず粒内からも γ 粒の析出が起こる特徴を有する。従つて今後 α/γ 域の加熱時の粒生成と成長に及ぼす合金元素の役割について、上記の観点からの詳細な研究が望まれる。

2.2 微量元素

Al, Nb, Ti, V, Zr, N, O 等は炭化物, 窒化物, 酸化物を生成し γ 粒を微細化することはよく知られている。また固溶状態でも γ 粒の成長を抑制するので⁹⁾, 微細化に有効であることが示唆される。なかでも Al と N が大きな影響を有することは図 1 に示すとおりである。 Nb, Ti, V は窒化物のみならず炭化物としても結晶粒成長抑制に有効であり、合金鋼の種類によつては低 N 鋼でも γ 結晶粒の微細化に有効である。しかし多量に添加すれば粗大析出物の形成や、初期粒¹²⁾ の微細化などにより、結晶粒成長や結晶粒粗大化温度の低下をまねく場合がある¹³⁾。溶解度積の小さい析出物を微細に分散させることができれば、溶接熱影響部のごとく高温に加熱される場合でも、結晶粒を微細化できるばかりでなく、冷却時の変態組織の微細化に有効である^{10)~12)}。換言すれば、これらの元素の結晶粒微細化効果はその析出状況により大きく異なるので、凝固条件や熱間圧延条件、前組織、加熱速度に大きく依存する。

B は極微量で焼入性向上作用が著しいので、多くの高張力鋼に用いられている^{13)~17)}。 B は γ 結晶粒を粗大化させるとする報告があるが²⁾, B の影響よりも B の焼入性を確保するための低 N 化¹⁶⁾, Ti 等窒化物形成元素の多量添加¹⁷⁾, AlN の析出促進のための低温加熱圧延¹⁴⁾ や、高温や長時間加熱による結晶粒の粗大化が起こる¹⁶⁾ ことも考慮しなければならない。 Ti の多量添加によつて粗大化が起こる例としては、 0.25C-Mn-Cr-Ti-0.0015B-0.05Al-0.0100N 鋼で、 0.015%Ti 材の γ 粒度 No. 8.5 から 0.045%Ti 材では No. 6.5 に粗大化することが観察されている¹⁷⁾。適正な B 処理を施した高張力鋼では特に粗大化の問題は生じていない¹⁴⁾。

2.3 前処理

(1) 熱間圧延条件

^{†2)} Ac_3 点直上の γ 粒度は結晶粒粗大化温度まであまり変化しないので本資料では粒粗大化前のものを初期粒と称する。

^{†3)} 初期粒が微細になると結晶粒粗大化温度が低下する傾向は木下¹⁸⁾ らによつて報告されている。

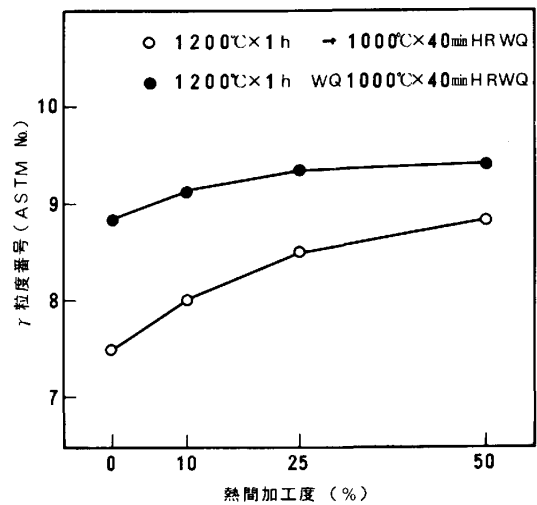


図 5 γ 粒度に及ぼす熱間加工度の影響¹⁸⁾

再加熱時の γ 粒度に影響を及ぼす熱間圧延時の因子として、加熱温度、仕上げ温度、圧下比、圧延後の冷却速度があり、炭窒化物の固溶析出や分散状態、圧下後の γ 粒度及び冷却時の変態組織を通じて再加熱時の γ 粒度が変化する。木下ら¹⁸⁾ は図 5 に示すように SCM 420 鋼の熱間圧延時の圧下比を増加させると γ 粒は微細化することを示した。圧下比の変化により AlN の析出量とサイズに変化がないことから、圧下比の増加による再加熱前組織の微細化が寄与しているのであろう。また渡辺ら¹⁹⁾ はスラブ圧延で柱状晶部、等軸晶部いずれの場合も、圧下比が 4 までは再加熱時の γ 粒は微細になるが、圧下比 4 以上では変化が少ないことを報告している。一方宮川ら²⁰⁾ の研究によれば、SCr 415 鋼の γ 粒度は熱間加工温度によつては変化しないが、結晶粒粗大化温度は加工温度の低下とともに低下する。また図 6 に示すように SCr 420 鋼やそれに Nb を添加した鋼でも初期 γ 粒度は変わらないが、高温加熱圧延材の方が低温加熱圧延材よりも γ 粒粗大化温度が高いことが知られている²¹⁾。極厚肉材は薄肉材よりも組織が粗大であることはよく経験されるが、加熱速度と冷却速度を同一にしてもこの差は依然として残ることが確認されている⁵⁶⁾。

一方細粒 γ 粒は異常粒成長を起こしやすいので圧延時に配慮が必要な場合もある。橋本ら²²⁾²³⁾ は低 C-Nb-V 鋼の圧延条件により再加熱時の γ 粒を微細にできることを示し、焼入れ焼もどし鋼の脆性破壊の伝播停止性能の向上を図つた。図 7 に示すごとく、1250°C の高温加熱により AlN や Nb(CN) を固溶させ、低温仕上げ圧延により γ 粒の微細化と微細な焼入組織を得ている²³⁾。同様な結果は波戸村ら²⁴⁾²⁵⁾ によつても報告されている。

(2) 冷間加工

冷間加工によつて再加熱時の γ 粒は小さくなる。その傾向は特に加工率が 20% を越えると著しい^{26)~28)}。

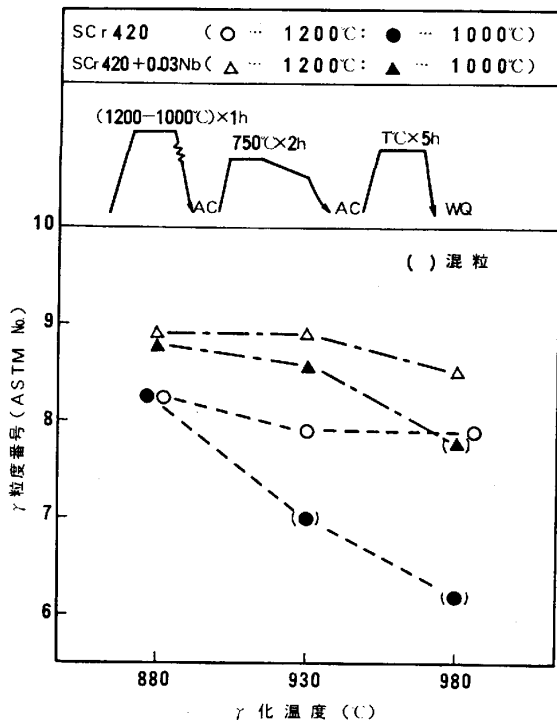


図 6 γ 粒度に及ぼす Nb と圧延加熱温度の影響²¹⁾

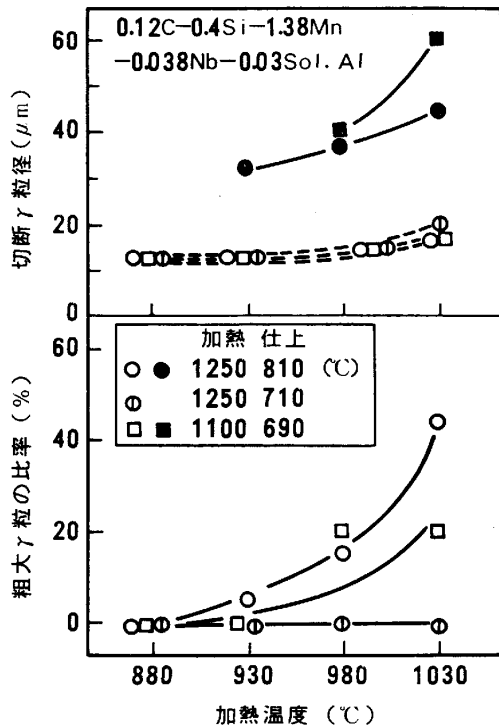


図 7 圧延条件による再加熱焼入時の γ 粒の成長挙動の差²³⁾

図 8 は²¹⁾²⁶⁾SCM 420 鋼及び SCr 420 系鋼の調査結果であるが、前組織が粗いほど、微細化の程度は大きい、球状化組織、マルテンサイト組織のいずれにおいても上記の傾向は同じである。冷間加工材は加熱時に γ 核生成位置の増加²⁷⁾²⁸⁾や再結晶が進み、 α の微細化とあいま

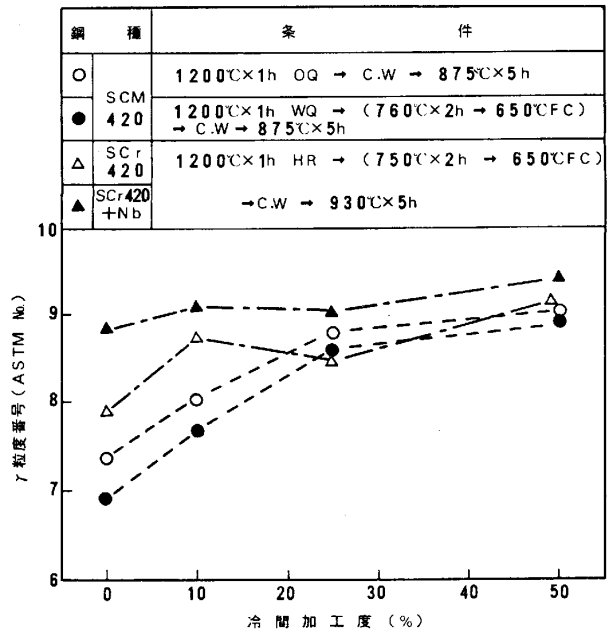


図 8 γ 粒度に及ぼす冷間加工度の影響²¹⁾²⁶⁾

つて γ 粒が微細になるのであろう。このように微細化した γ 粒は粗大化温度が低下するので、冷鍛部品を高温で浸炭すれば混粒を生じやすく焼入れ歪みや焼われの原因となる。従つて α 域での高温焼なまし、焼ならしによる初期 γ 粒の極端な微細化を避けたり、Ti, Nb, N等のコントロールにより粗大化温度を高くするように配慮されている。

(3) 前組織

再加熱前組織が微細なほど、 γ 粒は微細である^{29)~32)}。すなわち前組織がマルテンサイトの方が α +パーライトよりも微細になる。LAW ら³³⁾は 0.25C 鋼ではマルテンサイトやベイナイト組織では旧 γ 粒界と粒内、 α 部では粒界にランダムに γ が生成し、ベイナイトや α を前組織とする場合に比較してマルテンサイトの場合に γ 核生成が最も早いことを示した。GARCIA ら³⁴⁾は 0.01~0.2C 鋼の前組織と γ 生成の関係を調べ、焼入れ焼もどし材の方が焼ならし材よりも、 α/γ 中間温度域では生成 γ 量が多いことを示した。赤須³⁵⁾は急速加熱時の γ 化挙動を調査し、マルテンサイト、焼もどしマルテンサイト、パーライトを前組織とするものの順に γ 化が短時間に進み、結晶粒もまた微細化することを示唆した。最終熱処理時の γ 粒を微細にするためには、加熱前の変態組織を微細にすればよく、従つて旧 γ 粒を微細にするために γ 粒粗大化温度以下にくり返し加熱焼入れを行えば、結晶粒を微細化できることになるが、低合金鋼では急速加熱でない限り γ 粒度は高々 No. 9~9.5 (平均粒径 13~16 μm) 程度である。

(4) 加熱条件

再加熱時の γ 粒度に及ぼす加熱条件の影響を模式的に図 9 に示す。図では加熱途中の処理温度を T (°C) で

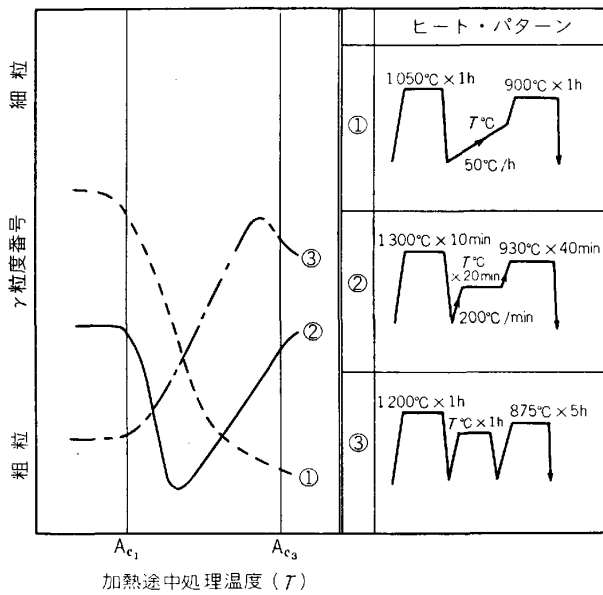


図 9 γ 粒度に及ぼす加熱途中処理条件の影響³¹⁾³²⁾³⁶⁾

示した。加熱時に $Ac_1 \sim Ac_3$ の温度域を徐加熱するか (ヒート・パターン①), その温度域に保持すると (ヒート・パターン②), γ 粒が粗大化する³²⁾³⁶⁾。前組織がマルテンサイトの場合にはもとの粗大な γ 粒を引き継ぐこともある。これは加熱時にラス界面に生成する針状の γ 粒の合体によることが示された³⁶⁾。しかしながらヒート・パターン③のごとく, $Ac_1 \sim Ac_3$ の温度域に加熱後冷却し, 再加熱した場合には γ 粒は細粒化することが報告されている³¹⁾³²⁾。

3. 微細化と粗大化

3.1 微細化熱処理

急速加熱による γ 粒の微細化は誘導加熱や直接通電加熱, あるいは鉛浴や塩浴で行われるが, GRANGE³⁷⁾³⁸⁾ により急速加熱の短時間保持で γ 化をくり返すことにより, 超微細粒が得られることが示された。すなわち AISI 1045 鋼で急速加熱を 4 回くり返すことにより γ 粒度 No. 12 ($5.6 \mu\text{m}$) にまで, また AISI 8640 鋼に同様な処理を行うことにより γ 粒度 No. 13.5 ($3.3 \mu\text{m}$) にまで微細化が可能なが示された³⁷⁾。この場合 Ac_1 点以上での γ 核生成挙動が前組織によつて異なり, マルテンサイト, ペイナイト, 微細 α +パーライト, 粗大 α +パーライトの順に低温・短時間で完全 γ 化できるので, より微細になる。

一方時実ら²⁷⁾³⁹⁾⁴⁰⁾はラスマルテンサイトを冷間加工することにより, 図 10 に示すように γ 粒度を約 $6 \mu\text{m}$ にまで微細化できることを示し, さらに Nb 鋼の場合には $4 \mu\text{m}$ にまで微細化することを報告している。冷間加工によつて γ の核生成が著しく促進され, 再結晶 α の核生成と γ の核生成がほとんど同時に加熱保持の早期に進行するようになるため, Ac_3 点直上の温度に急速加熱・短時間保持することで γ 粒が微細になる。また最

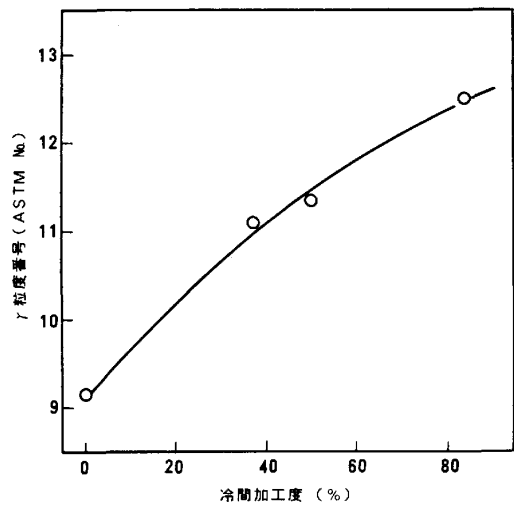


図 10 γ 粒度に及ぼす冷間加工度の影響²⁷⁾

近 BESWICK²⁸⁾は, 球状化焼鈍した SAE 52100 鋼 (1C-1.5 Cr) を冷間加工すれば焼入時 γ 粒を小さくできることを報告している。これは冷間加工によつて生じた小傾角の転位セルが γ 化の加熱途中に回復して微細な α のサブグレインを作り, このサブグレインと軟化焼鈍して形成された球状化炭化物の界面が γ の優先核生成位置となるためである。マルエージ鋼の場合にも, γ 化の熱処理の前に冷間加工を施し, 冷間加工後の再結晶を利用することによつて γ 粒を微細にできる^{41)~43)} が, これは再結晶核の生成場所が増加することに基づく。

また今井ら³⁰⁾, 本間³²⁾及び本間ら⁴⁴⁾, 木下ら³¹⁾によつて示唆されたごとく, 急速加熱でない通常の熱処理のくり返しによつても細粒化できるとする報告があり, AlN の微細分散化³⁰⁾, Ni-Cr-Mo-V 鋼における C, Cr, Mo, V の低減⁴⁴⁾が微細化に有効とされている。あるいはマルエージ鋼ではそのマルテンサイト $\rightarrow \gamma$ 変態によつて生じる γ 粒の生成過程と微細化の挙動が特異であることを利用して, マルテンサイト $\rightarrow \gamma$ のくり返し熱処理をして細粒化できることが示されている。すなわちマルエージ鋼ではマルテンサイト $\rightarrow \gamma$ 変態完了直後の γ の結晶粒は, 再結晶が開始するまではまったく不変であつて, その γ 結晶粒界は加熱前の旧 γ 粒界と同一の場所にあり⁴¹⁾⁴⁵⁾⁴⁶⁾, その後より高温になるか長時間保持されると, それらが再結晶を起し微細粒が形成され^{42)46)~49)}, 再結晶完了後は γ 粒が粗大化してゆく⁴²⁾⁴³⁾。このマルエージ鋼のくり返し熱処理の場合には γ 粒は $7 \sim 8 \mu\text{m}$ 程度にまで微細化されることが示されている⁴⁹⁾。しかしながら低合金鋼の場合, くり返し処理しても γ 粒度は高々 No. 9~9.5 程度であり^{30)~32)}, 従来報告されている通常熱処理鋼の限界のように思われるが, 筆者らの Nb の活用によるくり返し処理では, γ 粒度 No. 10.5~11 (平均粒径 $8 \sim 9.4 \mu\text{m}$) の細粒が得られた⁵⁰⁾。以下その概略を述べる。

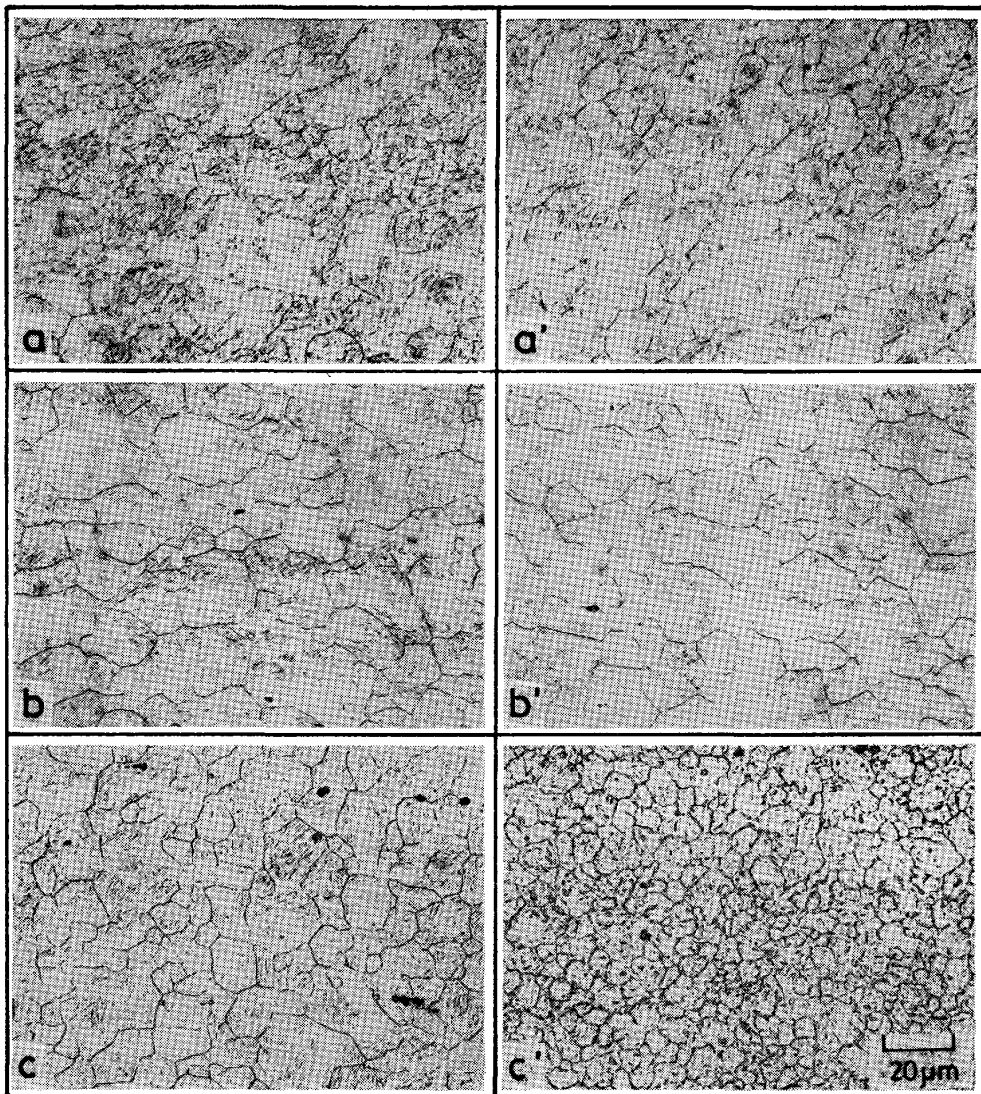


写真 1 通常焼入材 (a, b, c) 及びくり返し焼入材 (a', b', c') の γ 粒の比較
 a) a') 1Cr-0.03Nb 鋼, b) b') 1Cr-0.5Mo 鋼, c) c') 1Cr-0.5Mo-0.03Nb 鋼

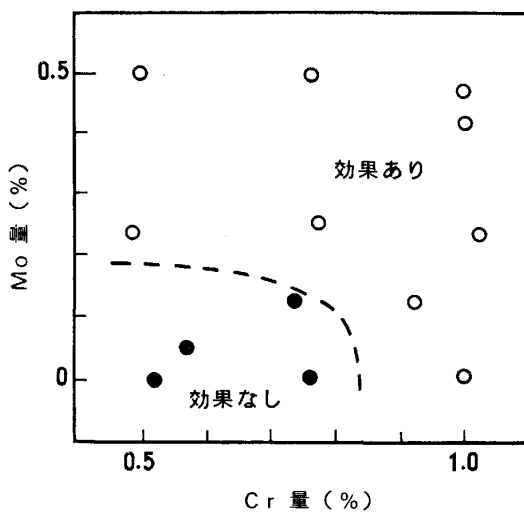


図11 くり返し熱処理の γ 粒微細化効果に及ぼす Cr, Mo 量の影響 (0.25C-Cr-Mo-0.03Nb 鋼)

0.25C-1Cr, 0.25C-1Cr-0.25Mo, 0.25C-1Cr-0.5Mo 鋼では、熱間圧延材及び焼入材を前組織として焼入れたものの γ 粒度は No. 8 程度で大きな変化はない。このことは今井ら³⁰⁾の報告に示される AlN に着目したくり返し処理では、細粒化の傾向があまり明瞭でないことを示すものである。一方これらの鋼に 0.03% の Nb を添加すれば、くり返し処理で γ 粒は微細化する。例えば 1Cr-0.5Mo-Nb 鋼の通常焼入時の γ 粒度は No. 8 (22 μ m) 程度であるが、これを再加熱焼入れすると γ 粒度は No. 11 (8 μ m) 程度にまで微細化が可能である。Nb の有無により γ 粒の生成及び成長挙動に差が生じるのは、固溶 Nb 及び極微細な Nb の析出物による前組織の回復・再結晶の抑制と、 A_{c1} 点以上で粒成長が抑制されることによる。しかしながら図 11 に示されるごとく、Cr-Mo 系の Nb 添加鋼でも Cr, Mo 量を下げたものでは、くり返し処理しても γ 粒の微細

化は観察されない。あるいは微細化が生じてもその程度は小さくなる。すなわち、Nb もさることながら Cr, Mo はくり返し処理で微細化するためある程度の量を必要とする。これは Cr, Mo の添加によつて A_{c1} 点が高くなることと、前組織の回復・再結晶の抑制及び粒成長抑制作用が生じることに起因する。一方この鋼種はこのように微細化しても粗大化しにくく、 1000°C までは異常粒成長が認められない特徴を有している。写真1に $0.25\text{C}-1\text{Cr}-0.03\text{Nb}$, $0.25\text{C}-1\text{Cr}-0.5\text{Mo}$ 及び $0.25\text{C}-1\text{Cr}-0.5\text{Mo}-0.03\text{Nb}$ 鋼の通常焼入材及びこれを再加熱焼入れしたものの r 粒を比較して示す。

3.2 異常粒成長

r 結晶粒の二次再結晶により異常粒成長を起こすことは圧延材、熱処理材にしばしば観察される。例えば高周波加熱による急速加熱処理⁵¹⁾や冷・温間鍛造材を再加熱した場合にみられる。この原因には初期粒が微細であることや、AlN, Nb(CN) 等の析出物の凝集粗大化や固溶などが挙げられる。荻野ら¹⁰⁾は HILLERT の理論⁵²⁾を Nb 鋼を用いて展開し、 $Z=f/r$ (f : 分散粒子の体積分率, r : 分散粒子の半径), $K=R/R_m$ (R : 結晶粒半径, R_m : 平均結晶粒半径) を用いて、固溶が盛んになり Z の減少と $dR/dR_m > K$ の条件が十分長く保持されると、 $K > 3$ の大粒は異常粒成長することを示した。Cuddy ら⁵³⁾は Al, Nb, V, Ti の析出物の固溶に着目し、結晶粒粗大化温度とこれら析出物の固溶温度との間の実験式を求め、粗大化温度は固溶温度よりかなり低いことを示した。

従つて初期粒の微細化抑制と多量の微細析出物による粒界移動阻止の効果を有効に活用させることや、熱処理温度の低下等が試みられている。初期粒の微細化抑制のためには熱間圧延条件のコントロールや焼ならしを行うことが、また Al, Nb, V, Ti 等の有効活用のために低温加熱圧延をしないことが試みられている。しかし Al, Nb, V, Ti 等の多量添加は、スラブの凝固われや熱間及び冷間圧延時のわれ、溶接性や機械的性質の劣化の原因となり、またコストの上昇をまねくので好ましくない。浸炭用肌焼鋼としての SCr 420 鋼や SCM 420 鋼では、Al や N のコントロール、N と Nb の添加に加えて、高温加熱圧延による方法²⁰⁾²¹⁾、Ti の活用⁵⁴⁾などが行われている。Ti の場合には、凝固時に鋼塊サイズの選定や連続鋳造法の採用で析出物を微細に分散させるか、加熱圧延で析出物を微細にコントロールできるように N 量の適正化を図る、というような配慮が必要である。N による窒化物活用と低 N 鋼における炭化物の活用の使いわけも重要な点となろう。

4. 結 言

鋼の結晶粒微細化と粗大化の問題は永遠のテーマであり、その原則的理解は確立しているように思われる。し

かし時代の流れとともに、製鋼技術や加工熱処理法の進歩がみられ、新鋼種が生まれ使用方法も変化するので、具体的な実用鋼では、マイクロロイニング技術(特に成分系と極微量元素適用法)を常に振り返つてみる必要がある。本資料中の説明は特定の鋼種に限定されたきらいはあるが参考になれば幸いである。

文 献

- 1) 藤田清比古, 盛利貞, 大西正之, 橋本精二, 矢田昌宏: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 764
- 2) 藤田清比古, 盛利貞, 津島健治, 平沢良和, 福井 敏: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 929
- 3) 盛利貞, 時実正治, 岡本健太郎: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 485
- 4) 今井勇之進, 広谷 宏: 鉄と鋼, 42 (1956), p. 180
- 5) J. SCHUYTEN: Trans. ASM, 44 (1952), p. 853
- 6) 木下修司, 上田武司: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1261
- 7) 高山武盛, 魏 明鏞, 西沢泰二: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1016
- 8) 田村今男, 成吉幸雄, 下岡貞正, 中島雄二郎: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 568
- 9) 小林 洋: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 73
- 10) 荻野喜清, 谷田英雄, 北浦正弘, 足立 彰: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 533
- 11) 松田昭一, 奥村直樹: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1209
- 12) 小林 洋, 笠松 裕: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1990
- 13) 土生隆一, 宮田政裕, 関野昌蔵, 合田 進: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1470
- 14) 渡辺征一, 大谷泰夫, 邦武立郎: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1842; 64 (1978), p. 113; 61 (1975), S 594
- 15) 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1851; 66 (1980), p. 506
- 16) 山中和夫, 大森靖也: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1153
- 17) 大谷泰夫, 津村輝隆: 未発表
- 18) 木下修司, 上田武司, 鈴木 章: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 403
- 19) 渡辺征一, 邦武立郎: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 828
- 20) 宮川哲夫, 小田昭午: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 500
- 21) 大谷泰夫, 田ノ上修二: 鉄と鋼, 70 (1984), S 617
- 22) 大谷泰夫, 橋本 保: 鉄と鋼, 65 (1979), S 1010
- 23) 大谷泰夫, 橋本 保, 住友芳夫, 沢村武彰, 中野直和: 鉄と鋼, 66 (1980), S 577
- 24) 波戸村太根生, 志賀千晃, 鎌田晃郎, 大橋延夫: 鉄と鋼, 65 (1979), S 485
- 25) 志賀千晃, 波戸村太根生, 鎌田晃郎, 大橋延夫: 鉄と鋼, 65 (1979), S 486
- 26) 木下修司, 上田武司, 鈴木 章: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1124
- 27) M. TOKIZANE, N. MATSUMURA, K. TSUZAKI, T. MAKI and I. TAMURA: Metall. Trans., 13A (1982), p. 1379
- 28) J. BESWICK: Metall. Trans., 15A (1984), p. 299
- 29) 藤田清比古, 盛利貞, 大西正之, 野間哲郎: 鉄

- と鋼, 59 (1973), p. 1131
- 30) 今井勇之進, 佐々木寛: 日本金属学会誌, 28 (1964), p. 371
- 31) 木下修司, 上田武司, 鈴木 章: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 446
- 32) 本間亮介: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2183
- 33) N. C. LAW and D. V. EDMONDS: Metall. Trans., 11A (1980), p. 33
- 34) C. I. GARCIA and A. J. DEARDO: Metall. Trans., 12A (1981), p. 521
- 35) 赤須英夫: 日本金属学会誌, 30 (1966), p. 201
- 36) 渡辺征一, 邦武立郎: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 96
- 37) R. A. GRANGE: Trans. ASM, 59 (1966), p. 26
- 38) R. A. GRANGE: Metall. Trans., 2 (1971), p. 65
- 39) 時実正治, 松村直己: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1156
- 40) 松村直己, 時実正治: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 246
- 41) 添野 浩, 黒田哲郎, 土屋正利, 田口和夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 220, p. 1009
- 42) 牧 正志, 森本啓之, 田村今男: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1598
- 43) 河部義邦, 宗木政一, 高橋順次: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1551
- 44) 本間亮介, 鈴木公明: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 897
- 45) 藤山 達, 浅見 清, 山本俊二, 提 汪水: 鉄と鋼, 56 (1970), S 214
- 46) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 石原和範: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 1012
- 47) G. SAUL, J. A. ROBERSON and A. M. ADAIR: Metall. Trans., 1 (1970), p. 383
- 48) K. NAKAZAWA, Y. KAWABE and S. MUNEKI: Mater. Sci. Eng., 33 (1978), p. 49
- 49) 中沢興三, 河部義邦, 宗木政一: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 542
- 50) 大谷泰夫, 津村輝隆: 鉄と鋼, 70 (1984), S 486
- 51) 大谷泰夫, 橋本 保, 藤城泰文: 鉄と鋼, 67 (1981), S 557
- 52) M. HILLERT: Acta Metall., 13 (1965), p. 227
- 53) L. J. CUDDY and J. C. RALEY: Metall. Trans., 14A (1983), p. 1899
- 54) 土田 豊, 鈴木信一: 鉄と鋼, 63 (1982), S 1245
- 55) Annual Book of ASTM Standards, 03. 03 (1983), p. 121
- 56) 大谷泰夫, 川口喜昭, 中西睦夫, 勝本憲夫, 瀬田一郎, 伊藤慶典: 住友金属, 32 (1980), p. 124

コ ラ ム

「Recrystallization Processing」

「Recrystallization of Metallic Materials」(ed. by F. HAESSNER : Dr. Riederer Verlag GmbH, Stuttgart 1978) は非常に良くまとまった本であり, 回復・再結晶・粒成長の全容を理解するのに役立つ。この中に Recrystallization Processing という章がある。この章は, 再結晶現象を製造段階に取り入れ, これを巧みに制御することにより結晶粒の大きさ, 形状, 方位などを望みのものに変化させ, 最終製品に特別な性質を持たせようとする製造プロセスについて述べたものである。その具体例として, 制御圧延鋼, 低炭素薄鋼板, 電磁用鋼板, W (タングステン) ランプフィラメント線, 超塑性 Al 合金をとりあげ, それぞれの場合について再結晶・粒成長制御によりなぜ望みの組織, 性質が得られたかの原理について説明している。

プロセスという言葉は近年よく耳にするが, 実際, 加工熱処理も従来の, Thermomechanical Treatment と同じ程度に Thermomechanical Processing が使わ

れるようになっており, Solidification Processing というのもしばしば見受ける。Recrystallization Processing という言葉は現在ではそれほど用いられていないが, その言葉のひびきも良く, これからはなじみのある言葉になつていくような気がする。Recrystallization Processing は再結晶・粒成長を巧みに制御, 利用する技術であるが, 上に述べた5つの具体例にすべて共通している点がある。それは, いずれの場合も析出物, 分散粒子の助けをかりて, 再結晶現象を制御していることである。再結晶, 粒成長過程におよぼす析出粒子の影響の大きさと面白さを改めて知らされる。Recrystallization Processing は加工熱処理の分野とオーバーラップしながら, 今後まだまだ発展していく余地がありそうである。再結晶と析出・変態との複合(および競合)による組織変化等を系統的に追求することにより, 新しいタイプの Recrystallization Processing が登場してくる可能性は十分にあるように思われる。(京都大学工学部 牧 正志)