

極低炭素マルテンサイト鋼の再結晶挙動に及ぼす ボロンの影響

二村 裕一*・河村 知浩*・土山 聡宏*²・高木 節雄*²

Effect of Boron on Recrystallization Behavior in Ultra-low Carbon Martensitic Steels

Yuichi FUTAMURA, Tomohiro KAWAMURA, Toshihiro TSUCHIYAMA and Setsuo TAKAKI

Synopsis : The microstructural change of lath martensite during tempering was investigated in ultra-low carbon 9%Cr-1%Ni-(0~80) ppm B martensitic steels, and then the effect of boron (B) content on the recrystallization behavior was discussed in terms of the relation between driving force and restraining force for grain boundary bulging. The addition of small amount of B is very effective for the increase in dislocation density of martensite, but excess addition more than 10 ppm is not so effective. Besides, the B addition works to reduce the spacing of carbide particles precipitated on grain boundaries with the increase in volume of the particles. The condition for the occurrence of the recrystallization is decided by the energy balance between the driving force (dislocation density) and the restraining force (grain boundary pinning). The recrystallization of martensite is promoted in the low B steel (0~40 ppm B) because the driving force is enlarged owing to the increase in the dislocation density. On the contrary, in the high B steel (40~80 ppm B), the restraining force becomes higher than the driving force because of the reduction of carbide spacing on grain boundaries, and this leads to a retardation of recrystallization.

Key words: ultra-low carbon martensitic steels; boron; recrystallization; grain boundary bulging; dislocation density; carbide spacing; driving force; restraining force; grain boundary pinning.

1. 緒言

火力発電プラント等で使用される耐熱鋼のクリープ強度を高める目的で、その基本組織であるラスマルテンサイト組織の熱的安定性を向上させようとする試みが近年盛んになされている¹⁻⁴⁾。本来、ラスマルテンサイト組織は、高密度の転位やラス・ブロックなどの微細粒組織を有するがゆえに熱的に不安定であり、高温では、転位の再配列や消滅、ならびにラス境界⁵⁾やブロック境界⁶⁾の移動が生じてマルテンサイト（以下、 α' ）組織の回復が進行する。とくに、析出粒子の量が少ない極低炭素 α' 鋼においては、無負荷での焼戻しだけでも旧オーステナイト（以下、 γ ）粒界やパケット境界の張り出しによる不連続再結晶が生じ、著しい軟化を引き起こすこともわかっている⁷⁾。したがって、耐熱鋼のラス α' 組織を高温で安定に維持するには、 $M_{23}C_6$ 型炭化物^{8,9)}やMX型炭窒化物^{10,11)}等の析出粒子により転位や粒界をピン止めし、これらの移動を妨げて回復や再結晶を抑制することが重要となる。

一方、耐熱鋼へのボロン(B)の添加は、クリープ強度の改善に非常に有効であることが知られており¹²⁻¹⁵⁾、その主な理由としては、Bが $M_{23}C_6$ 型炭化物を安定化し、その凝集・粗大化を抑制して α' 組織の回復を遅延する効果が報告されている¹²⁻¹⁴⁾。しかし、Bの役割やその存在場所の詳

細はいまだ明らかではなく、基地に固溶したBが α' 組織の回復を抑制しているとの考え方も提案されている¹⁵⁾。実際に、炭化物を微量しか含まないフェライト（以下、 α ）組織を有するIF (Interstitial Free)鋼においては、Bの添加により、加工-焼鈍後の α の回復・再結晶が抑えられる事実も報告されており、その理由として粒界に存在するBが組織の安定化に寄与するという機構が提案されている¹⁶⁾。耐熱鋼において、クリープ変形時の α' 組織の回復現象がラス境界やブロック境界の移動を伴う現象であることを考慮すると、炭化物の安定化に対するB添加の効果だけでなく、B自体による α' 組織の熱的安定化効果についても調査する必要がある。

本研究では、焼戻し時に粒界移動による不連続再結晶を起こす極低炭素9%Cr α' 鋼にBを添加し、焼戻しに伴うラス α' 組織の変化に及ぼすB添加の影響を調査した。また、粒界移動の駆動力（転位密度）ならびに粒界移動を抑制する粒界炭化物の分散状態との関係に基づいて、Bの役割について考察を行った。

2. 試料および実験方法

供試材には、極低炭素9%Cr-1%Ni鋼をベースとして、Bを0~80 ppm添加した鋼（以下、0B~80B鋼）を用いた。

平成14年7月2日受付 平成14年8月12日受理 (Received on July 2, 2002; Accepted on Aug. 12, 2002)

* 九州大学大学院生 (Graduate Student, Kyushu University, 6-10-1 Hakozaki Higashi-ku Fukuoka 812-8581)

*² 九州大学大学院工学研究院 (Graduate School of Engineering, Kyushu University)

Table 1. Chemical compositions of steels used. (mass%)

	Cr	Ni	C	N	B	Fe
0B steel	9.12	1.00	0.002	0.0013	—	bal.
10B steel	8.88	0.97	0.001	0.0020	0.0010	bal.
40B steel	8.91	0.98	0.002	0.0019	0.0037	bal.
80B steel	8.91	0.98	0.002	0.0021	0.0078	bal.

Si < 0.01 Mn < 0.05 P < 0.005 S < 0.002

これらの鋼は、所定の成分になるように秤量後、高周波真空溶解炉にてAr雰囲気中で溶解し、1.5 kgの铸塊とした。その化学組成を Table 1 に示す。溶解後の試料は、铸造組織を壊すことを目的として1273Kで厚さ28 mmから20 mmまで熱間圧延（以下、熱延）した後、1473K-18ksの均質化焼鈍を行い、最終的に1273Kで厚さ14 mmまで熱延した。得られた鋼材は、Ar雰囲気中で1273K-1.8 ksの溶体化処理後水冷して、923Kで焼戻し処理を行い、各種測定に供した。

組織観察は、光学顕微鏡（以下、光顕）、走査型電子顕微鏡（以下、SEM）および加速電圧200 kVの透過型電子顕微鏡（以下、TEM）を用いて行った。光顕組織、SEM組織は、研磨紙での湿式研磨およびAl₂O₃懸濁液によるバブ研磨の後、3%ピクリン酸アルコール溶液で腐食した試料について観察した。TEM組織は、バルク試料から放電加工によりφ3 mmの板を切り出した後、10%過塩素酸-90%酢酸溶液を用いたツイングジェット研磨法により薄膜とした試料について観察した。硬さは、ピッカース硬さ試験機を用いて荷重98 Nで測定を行い、5点以上の平均値で評価した。γ→α'変態開始温度（以下、Ms点）は、熱膨張試験機により測定した。試験片にはφ5×30 mmの丸棒を使用し、Ms点は、試料を1273Kで300 s保持した後、6.7K/sの速度で冷却した際の体積膨張が開始する温度として評価した。炭化物の抽出は、試料の母相を333Kのヨウ素メタノール溶液中で溶解した後、未溶解の炭化物をメンブランフィルター（孔径；50 nm）を用いて吸引ろ過して行った。転位密度は、X線回折法により回折ピークを測定した後、ピークの半価幅からHallの式¹⁷⁾を用いて局所歪を求め、すべての歪が転位の弾性歪に起因すると仮定して算出する方法¹⁸⁾と、強度が転位強化のみに支配される場合に使用できる転位密度の計算式（(1)式）を用いて、硬さの実測値(HV)から見積もる方法⁷⁾により評価した。

$$\rho = \left\{ \frac{(HV - HV_{min})}{(HV_{max} - HV_{min})} \times (\sqrt{\rho_{max}} - \sqrt{\rho_{min}}) + \sqrt{\rho_{min}} \right\}^2 \dots \dots \dots (1)$$

ここで、HV_{max}とρ_{max}は溶体化処理後水冷した試料（以下、焼入れ材）の硬さと転位密度であり、HV_{min}とρ_{min}はα'組織の再結晶が完全に終了した試料の硬さと転位密度である。なお、本研究では、再結晶後の試料の転位密度は焼鈍材の転位密度；10¹²/m²¹⁹⁾を採用した。Fig. 1は、各焼入れ材について、X線回折により求めた転位密度；ρ_mと80B

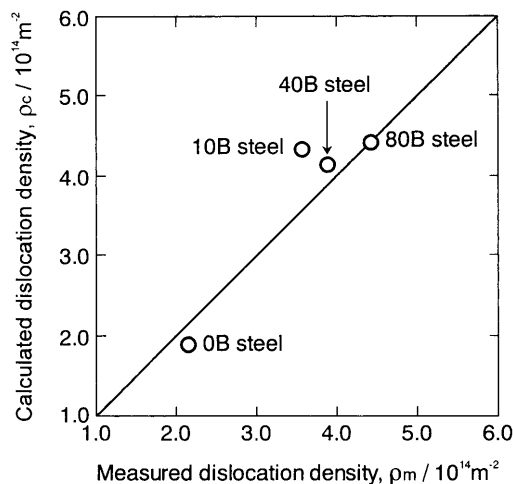


Fig. 1. Comparison between the dislocation density; ρ_m measured by X-ray diffractometry and ρ_c calculated from the hardness in 9%Cr-1%Ni-B steels. Specimens were water-quenched after the solution treatment at 1273K for 1.8 ks.

鋼の硬さ(HV_{max or min})を基準として(1)式により算出した転位密度；ρ_cとを比較した結果を示す。両者は非常に良い対応を示しているため、焼戻し材の転位密度については以降(1)式を用いて評価した。

3. 結果および考察

3.1 焼入れ材の組織に及ぼすBの影響

Fig. 2は、焼入れ材の光顕およびTEM組織を示す。いずれの試料においても、針状に並んだブロックやそれらの集団であるパケットから構成されたα'単一組織が得られており、また旧γ粒径はBの添加量によらず80 μm程度であることが光顕組織からわかる。TEM組織では、高密度の転位を有したラス組織が観察されるが、ラスの形態や大きさにもB添加の影響はないようである。さらに、組織中には析出粒子は観察されず、添加したBはα'基地中に全量固溶しているものと考えられる。Fig. 3は、焼入れ材の硬さとB添加量の関係を示す。焼入れ材の硬さは、0B鋼で1.6 GPa程度であるのに対して、わずかに10 ppmのBの添加により2.0 GPaまで急激に上昇している。しかし、10 ppm以上のBを添加した鋼では、硬さ変化がわずかであることから、B添加による硬化は単純な固溶強化では説明できず、むしろα'組織の転位密度がBの添加によって変化していると考えの方が妥当であろう。Fig. 4は、X線回折により測定した焼入れ材の転位密度；ρ_mとB添加量の関係を示す。なお、γ域からの冷却過程における各試料のMs点も同時に示している。B添加に伴う転位密度の変化は、前掲Fig. 3の硬さの変化と非常に良く対応しており、10 ppmのB添加で転位密度が急激に上昇し、それ以上では転位密度が一定となる傾向が認められる。この結果は、本実験で用

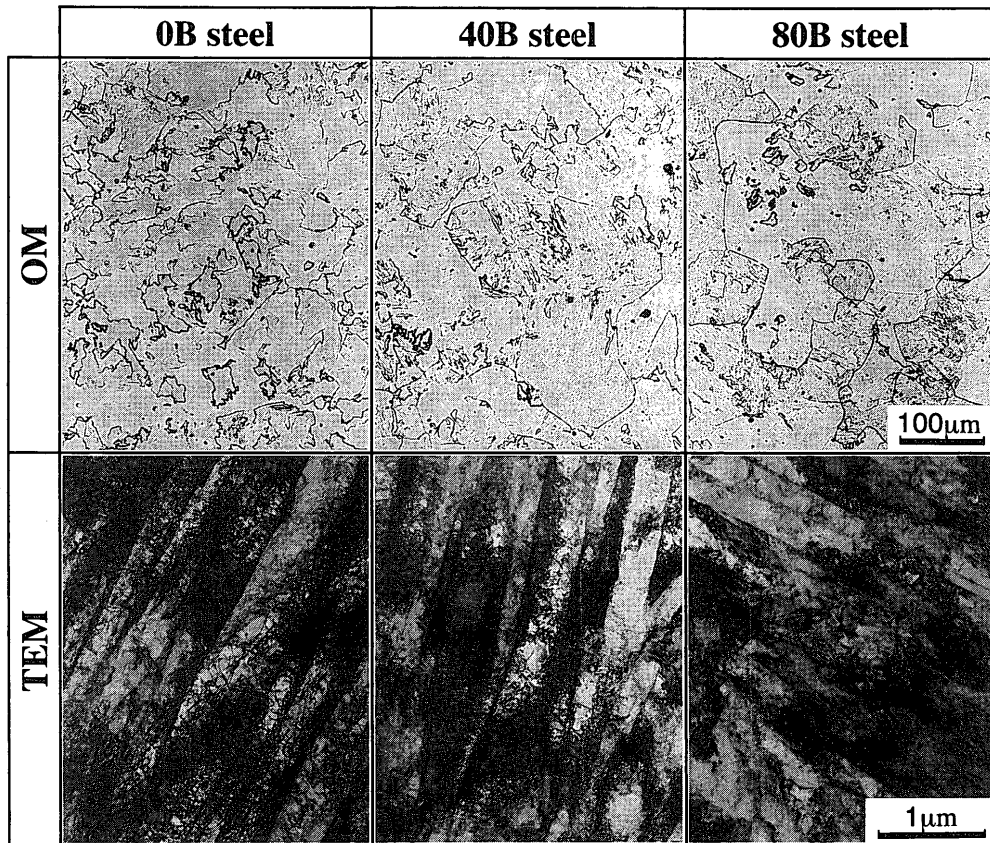


Fig. 2. Optical and transmission electron micrographs of the as-quenched 0B, 40B and 80B steels.

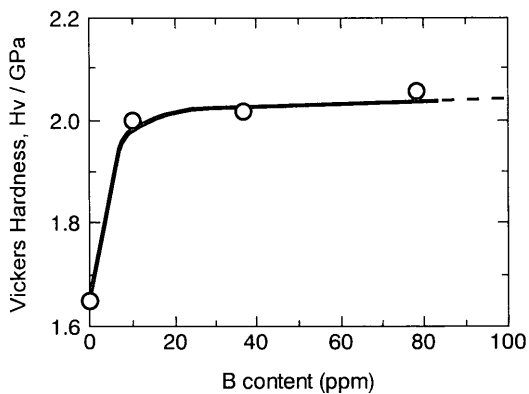


Fig. 3. Relation between hardness and B content in the as-quenched 9%Cr-1%Ni-B steels.

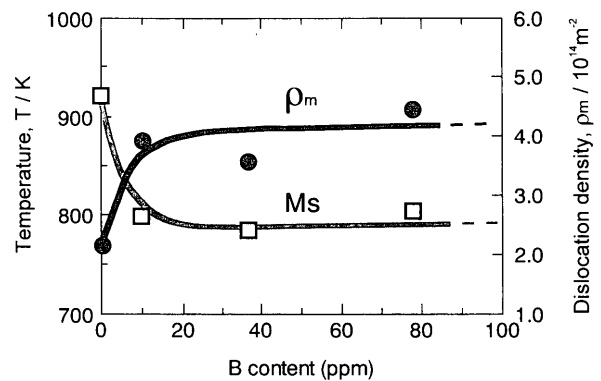


Fig. 4. Changes in dislocation density; ρ_m and martensitic transformation temperature; M_s as a function of B content in the 9%Cr-1%Ni-B martensitic steels.

いた極低炭素 α' 鋼の強度が主に転位強化に支配されていることを意味している。一方、 M_s 点の変化も、転位密度の変化と良く対応しており、0B 鋼での M_s 点 が 930K であるのに対し、10 ppm の B を添加することによってその値は 150K 以上も低下している。このような転位密度と M_s 点の変化の対応性から、B の役割としては、 M_s 点を低下させて α' の転位密度を増大させる働きをしていると結論できる。すなわち、 M_s 点が低下することにより、 α' 変態の際の変態歪（体積膨張）が大きくなり、補足変形時に導入される転位の量が増加したものと考えられる。さらに、 M_s

点が低いほど、自己焼戻しによる転位の消滅が抑制される効果も期待される。B の添加で M_s 点が低下するメカニズムについては明らかでないが、B は粒界に偏析しやすい²⁰⁾ ことから、その寄与によって α' の核生成が抑制されている可能性が考えられる。以上の結果より、B を添加しても α' 組織の形態はあまり変化しないが、10 ppm 程度の微量の B 添加によって α' 組織中の転位の密度は著しく増大することが明らかとなった。

3.2 焼戻し軟化挙動に及ぼす B の影響

Fig. 5 は、923K での焼戻しに伴う 9%Cr-1%Ni-B 鋼の硬

さ変化を示す。また、右縦軸には、左縦軸の硬さの値を前述の(1)式で転位密度に換算した値を示している。いずれの試料についても、硬さとそれに対応した転位密度は焼戻し初期に徐々に低下した後、ある時点で急激に低下して、硬さは1.0 GPa、転位密度は $10^{12}/\text{m}^2$ 程度の値で一定となっている。このような焼戻しに伴う不連続な軟化挙動は、極低炭素 α' 鋼に特有なバルジ機構による不連続再結晶⁷⁾に起因する。本図において注目すべき点は、硬さが急激に低下し始める再結晶開始時間が40 ppmのB添加で一端短時間側に移行した後、80 ppmのB添加により逆に長時間側に移行していることである。図中破線で示す条件(923K-21 ks)で焼戻し処理を施した各試料の光顕組織をFig. 6に示す。0B鋼では、焼入れ材で観察されたブロックやパケット組織の中に湾曲した粒界で囲まれた再結晶 α が一部形成されている。また40B鋼では、 α' 組織はもはや認められず、完全に再結晶が完了した α 単一組織になっていることがわかる。一方、80B鋼では、0B鋼や40B鋼で観察された再結晶 α はまだ形成されておらず、焼入れ材と同様に直線的な境界からなるブロックやパケット組織が維持されている。なお、すべての鋼種についてTEM観察も行っており、粒界の張り出しにより形成された再結晶 α 粒が焼戻し α' 組織を蚕食して成長していく様子を確認している。以上のことから、本研究で用いた鋼種では焼戻し中に α' 組織の再結晶が生じるが、その発現はBの添加により影響を受けることがわ

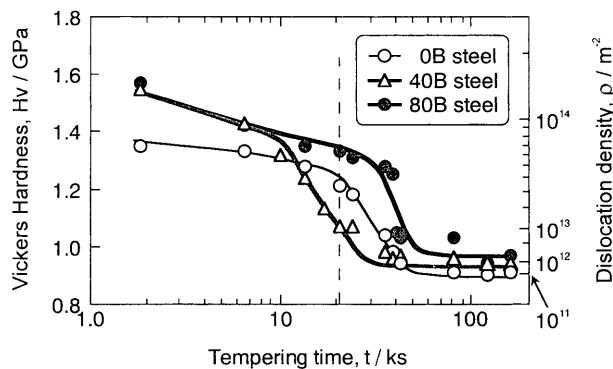


Fig. 5. Changes in hardness with tempering in 9%Cr-1%Ni-B martensitic steels. Specimens were tempered at 923K after quenching.

かった。また、添加量によって再結晶挙動に及ぼす影響は大きく異なり、再結晶を抑制も促進もし得ることが明らかとなった。

3.3 粒界析出粒子の間隔と転位密度に及ぼすB添加の影響

極低炭素 α' 鋼の不連続再結晶は、Fig. 7に示すように、粒界上に析出した微量の第二相粒子の間(間隔; λ)に粒界が張り出すバルジ機構により説明され、再結晶発現の条

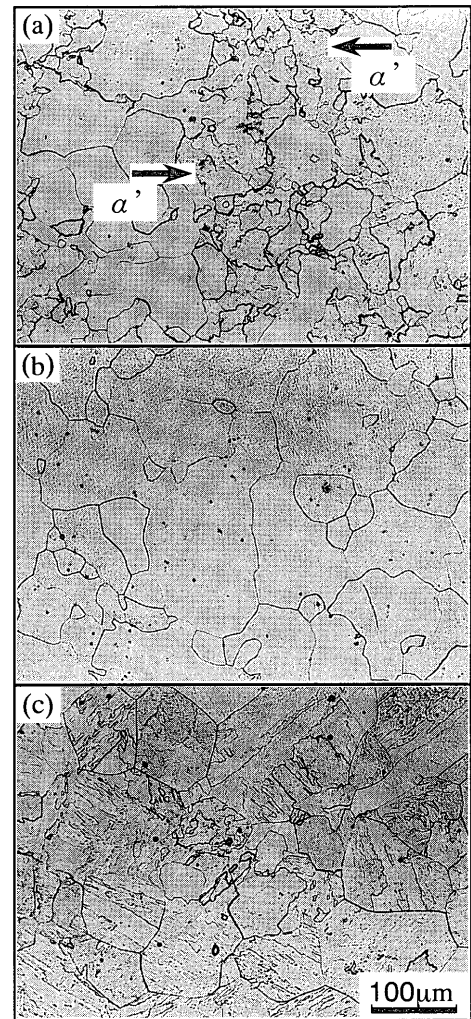


Fig. 6. Optical micrographs of 0B (a), 40B (b) and 80B (c) steels which were tempered at 923K for 21 ks.

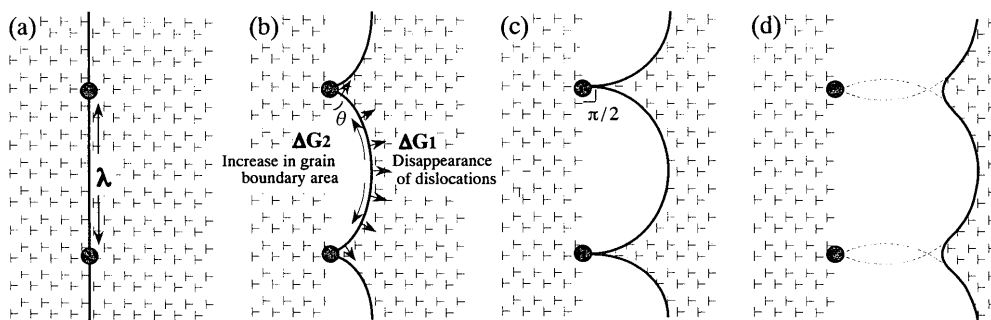


Fig. 7. Schematic illustrations showing the bulge nucleation and growth mechanism in recrystallization of lath martensite.

件は転位による弾性歪エネルギーの減少と粒界エネルギーの増加とのバランスによって決定される⁷⁾。粒界が角度 θ まで張り出したとき、粒界に掃かれることによって消滅した転位の弾性歪エネルギーの減少分 $;\Delta G_1$ と、粒界エネルギーの増加分 $;\Delta G_2$ は次式で表され、 $\Delta G_1 > \Delta G_2$ の条件を満たす場合に系全体のエネルギーが低下するため、粒界移動による再結晶が可能となる。

$$\begin{aligned} \Delta G_1 &= \Delta V \rho E_d \\ &= \lambda^2 \rho E_d (\theta - \sin \theta \cos \theta) / 4 \sin^2 \theta \dots\dots\dots (2) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \Delta G_2 &= \Delta S \sigma \\ &= \lambda \sigma (\theta / \sin \theta - 1) \dots\dots\dots (3) \end{aligned}$$

ここで、 ΔV は粒界が掃いた領域の体積、 ρ は α' 鋼の転位密度、 E_d は単位長さあたりの弾性歪エネルギー、 ΔS は粒界が張り出すことによる粒界面積の変化、 σ は粒界の単位面積あたりのエネルギーである。これらの式に示されるように、 ΔG_1 は粒界上の析出粒子の間隔と転位密度に依存し、 ΔG_2 は粒子の間隔と粒界エネルギーに依存する。したがって、添加したBが α' 組織の転位密度、粒界上の析出粒子の分散状態、粒界エネルギーなどを変化させると、再結晶挙動にも影響を及ぼすことになる。Fig. 8は、再結晶開始前の923K-6.6ksの条件で焼戻した各試料の硬さから求めた転位密度 $;\rho_c$ とB量の関係を示す。焼入れ材における転位密度へのBの影響は焼戻し後も依然として引き継がれていることがわかる。この結果は、B添加鋼では0B鋼に比べて再結晶を生じるための駆動力 $;\Delta G_1$ が非常に高いことを意味している。一方、Fig. 9は、前掲Fig. 8と同一の条件で焼戻した0B鋼と80B鋼における粒界近傍のTEM組織を示す。両鋼種とも、粒界上のみ微量の析出粒子が観察され、粒内には析出粒子は認められない。粒界上の析出粒子について、制限視野電子線回折ならびに抽出残渣のX線回折により構造解析を行った結果、 M_7C_3 および $M_{23}C_6$ 型炭化物と同定された。また、粒界上での炭化物の分散間隔に着目すると、80B鋼の方が0B鋼に比べて炭化物が密に析出していることがわかる。Fig.10は、同条件で焼戻した各試料について、SEM組織から求めた粒界炭化物の間隔 λ とB量の関係を示す。炭化物の間隔はB添加量の増加に伴い連続的に狭くなっており、Bの添加が、再結晶の駆動力である ΔG_1 のみならず、再結晶の抑止力である ΔG_2 にも影響を及ぼすことが示されている。Bの添加により炭化物の間隔が狭くなったことの一因としては、 $M_{23}C_6$ 型炭化物中のCの一部がBと置換して $M_{23}(C,B)_6$ として存在する²¹⁾ことを考慮すると、Bの添加でCとBの総量が増加して析出粒子の量が多くなったことが挙げられる。Bが炭化物として粒界上に析出すると、粒界偏析するB量は極微量になる

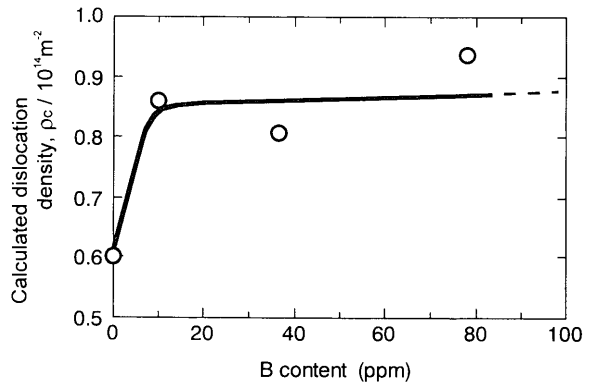


Fig. 8. Relation between dislocation density; ρ_c and B content in 9%Cr-1%Ni-B steels which were tempered at 923K for 6.6 ks.

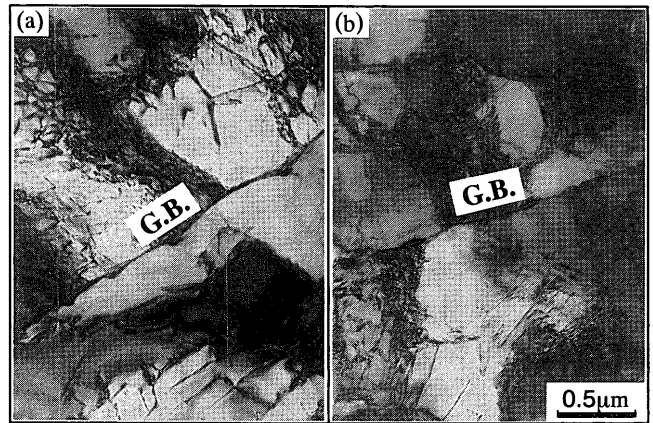


Fig. 9. Transmission electron micrographs showing a grain boundary in 0B (a) and 80B (b) steels which were tempered at 923K for 6.6 ks.

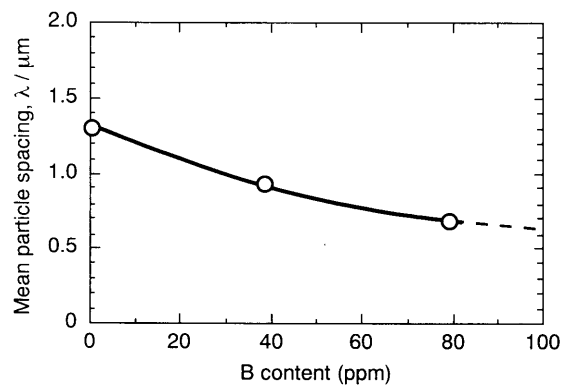


Fig. 10. Relation between mean spacing of carbide particles on grain boundaries and B content. The spacing was measured with SEM in 9%Cr-1%Ni-B steels which were tempered at 923K for 6.6 ks.

と考えられ、本研究では粒界エネルギーに及ぼすBの影響は小さいとみなせる。

† 試料表面上で測定される粒界炭化物の間隔は厳密には正確ではないが、本稿では誤差も含めた近似値として採用した。

3・4 B添加による再結晶抑制効果

前節の結果から、極低炭素 α' 鋼中のBは、転位密度の上昇および粒界上の炭化物の間隔の減少を引き起こすことから、再結晶の駆動力； ΔG_1 と抑止力； ΔG_2 を同時に変化させることが明らかとなった。再結晶発現の条件は、これら両者の兼ね合いで決定され、 $(\Delta G_1 - \Delta G_2)$ の大きさを見積もることで定性的に説明できる。Fig.11は、焼戻し初期(923K-6.6ks)における前節の結果を(2)および(3)式に代入して求めた $(\Delta G_1 - \Delta G_2)$ の変化とB添加量の関係を示す。なお、単位長さあたりの弾性歪エネルギー； E_d の値には $1.0 \times 10^{-8} \text{ J/m}^2$ を、粒界の単位面積あたりのエネルギー； σ の値には 0.8 J/m^2 ²²⁾を採用した。Bの添加に伴い粒界炭化物量が増加してその間隔は狭くなるが、少量のBの添加(<40 ppm)では、炭化物による粒界移動の抑制効果以上に、転位密度の増加による ΔG_1 の増大効果が著しいため、

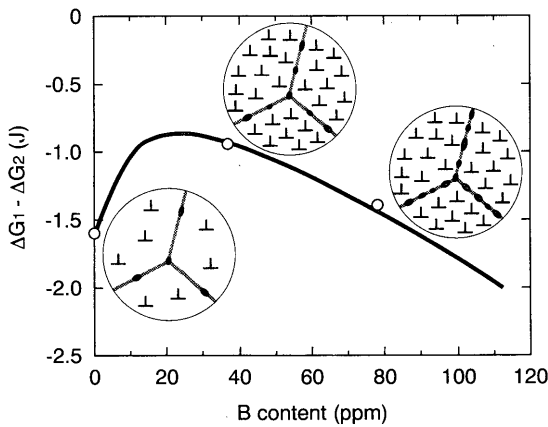


Fig. 11. Relation between $(\Delta G_1 - \Delta G_2)$ for a bulging grain boundary and B content in the 9%Cr-1%Ni-B steels tempered at 923K for 6.6 ks. The $(\Delta G_1 - \Delta G_2)$ were estimated by substituting the values of ρ_c and λ shown in Fig. 8 and Fig. 10 into the Eqs. (2) and (3). Microstructures of the tempered 9%Cr-1%Ni-B steels are also schematically drawn.

$(\Delta G_1 - \Delta G_2)$ は0B鋼に比べて大きくなる。しかしながら、多量にBを添加すると、転位密度の変化が小さいのに対し、析出する炭化物の間隔は著しく小さくなり、粒界移動の抑制効果が相対的に顕著となるため、 $(\Delta G_1 - \Delta G_2)$ は逆に減少して再結晶は起こり難くなる。

焼戻し初期から、粒界炭化物がSpeight²³⁾のモデルにしたがって時間の(1/4)乗に比例してオストワルド成長していくとすると、粒子の間隔も時間の(1/4)乗に比例して増加する。さらに、焼戻し処理により回復は進行して、転位密度も徐々に低下していく。その両者の兼ね合いより、(2)および(3)式の ΔG_1 と ΔG_2 は焼戻しの進行に伴い変化することになる。また、前掲Fig. 5に示すように再結晶の発現までにある時間の潜伏期を要していることから、焼戻し初期には再結晶の抑止力が駆動力を上回っており $\Delta G_1 < \Delta G_2$ であるが、潜伏期後に $\Delta G_1 > \Delta G_2$ となって再結晶が開始すると考えられる。以上のこととFig.11の結果を考慮して、各試料の焼戻しに伴う $\Delta G_{1(or2)}$ の変化を模式的にFig.12に示す。40B鋼では、0B鋼に比べて、炭化物の間隔の減少により ΔG_2 がわずかに低下し、同時に転位密度が増大する効果により ΔG_1 は大幅に上昇するため、 $\Delta G_1, \Delta G_2$ 両曲線の交点である再結晶開始時間は短時間側に移行したと考えられる(a)。一方、80B鋼では、炭化物の間隔が狭くなる効果が顕著になるため、0B鋼に比べて ΔG_1 と ΔG_2 はいずれも減少して再結晶開始時間が長時間側に移行したと説明できる(b)。

本研究の結果から、極低炭素 α' 鋼ではBが α' 組織の再結晶を促進させることもあり得ることが明らかとなったが、現在使用されている実用耐熱鋼の多くは $M_{23}C_6$ 以外にもMX型炭窒化物、Laves相等の多量の析出粒子が分散されており、マクロ的な粒界移動を伴う再結晶はほとんど起こり得ない組織となっている。そのためB添加の効果としては、析出粒子の量を増加させることにより、 α' 組織中

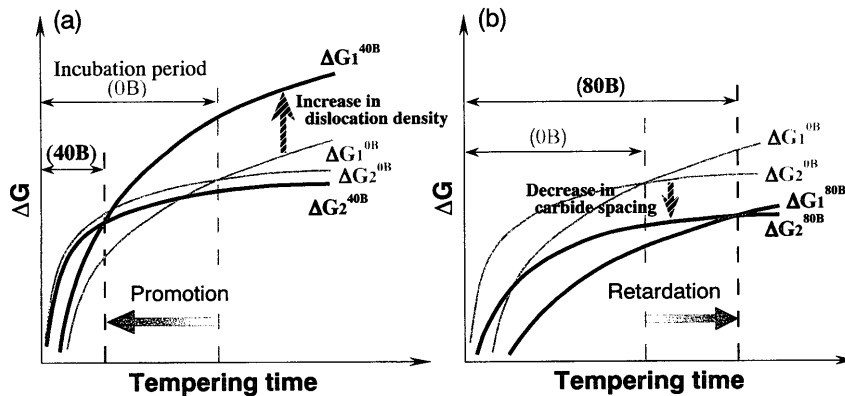


Fig. 12. Schematic illustrations showing the changes in ΔG_1 and ΔG_2 with tempering time in 0B, 40B (a) and 80B (b) steels.

^{†2} 剛性率が80GPaの鉄では、刃状転位とらせん転位の弾性歪エネルギーはそれぞれ $0.8 \times 10^{-8} \text{ J/m}$ 、 $1.2 \times 10^{-8} \text{ J/m}$ と見積もられ²⁴⁾、それぞれの弾性歪エネルギーを用いて平均化²⁵⁾を行った。

の転位の消滅を抑制して回復を遅延するという改善効果のみが現れることになると考えられる。ただし、近年、極低炭素の耐熱鋼の開発研究も開始され¹¹⁾、クリープ特性やそれに伴う組織変化についての議論もなされている。このような材料をはじめとして、今後、粒界上の析出粒子が微量である α' 鋼において、回復・再結晶を抑制して α' 組織の熱的安定性を改善させる際には、最適なB添加量についての検討がとくに重要となってくると思われる。

4. 結言

Bを含有した極低炭素9% Crマルテンサイト鋼の焼入れ組織や焼戻し軟化挙動を調査して、ラスマルテンサイト組織の粒界移動現象に及ぼすB添加の影響について検討を行い、以下の結論を得た。

(1) 焼入れマルテンサイト組織の形態にB添加は影響しないが、マルテンサイト組織中の転位の密度は10 ppm程度の微量のB添加で著しく増大する。

(2) 極低炭素マルテンサイト鋼では、焼戻し処理を施すことにより微量の炭化物が粒界上に析出するが、Bの添加はその粒界炭化物の量を増大させて炭化物の間隔を狭くする働きをしている。

(3) B含有極低炭素マルテンサイト鋼は、焼戻し中に粒界の張り出しによる不連続再結晶を生じる。40 ppmまでのB添加は再結晶を促進するが、それ以上の量のB添加は再結晶を抑制する。B添加による再結晶促進効果は、粒界移動の駆動力である転位密度の上昇で説明される。一方、B添加による再結晶抑制効果は、粒界上の炭化物の粒子間隔の減少により粒界移動が困難となることで説明される。

文 献

- 1) H.K.D.H.Bhadeshia: *ISIJ Int.*, **41** (2001), 626.
- 2) K.Maruyama, K.Sawada and J.Koike: *ISIJ Int.*, **41** (2001), 641.
- 3) M.Igarashi, S.Muneki and F.Abe: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 1185.
- 4) Y.Futamura, T.Tsuchiyama and S.Takaki: *ISIJ Int.*, **41** (2001), S106.
- 5) F.Abe: Proc. of 4th Int. Conf. on Recrystallization and Related Phenomena (ReX '99), ed. by T.Sakai and H.G.Suzuki, The Japan Institute of Metals, Sendai, (1999), 289.
- 6) H.Nakashima, D.Terada, F.Yoshida, H.Hayakawa and H.Abe: *ISIJ Int.*, **41** (2001), S97.
- 7) T.Tsuchiyama, Y.Miyamoto and S.Takaki: *ISIJ Int.*, **41** (2001), 1047.
- 8) K.Iwanaga, T.Tsuchiyama and S.Takaki: *Key Eng. Mater.*, **171-174** (2000), 477.
- 9) K.Sawada, M.Takeda, K.Maruyama, R.Ishii, M.Yamada, Y.Nagae and R.Komine: *Mater. Sci. Eng.*, **A267** (1999), 19.
- 10) K.Hamada, K.Tokuno, Y.Tomita, H.Mabuchi and K.Okamoto: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 86.
- 11) M.Taneike, K.Sawada and F.Abe: Proc. of 1st Int. Conf. on Advanced Structural Steels (ICASS 2002), NIMS, Tsukuba, (2002), 189.
- 12) N.Takahashi, T.Fujita and T.Yamada: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 2263.
- 13) L.Lundin and H.O.Andrén: *Surf. Sci.*, **266** (1992), 397.
- 14) T.Horiuchi, M.Igarashi and F.Abe: *ISIJ Int.*, **42** (2002), S67.
- 15) R.Kaneko, S.Nakamura, Y.Watanabe, Y.Tanaka and T.Fujita: *Therm. Nucl. Power*, **46** (1995), 968.
- 16) J.Haga, N.Mizui, T.Nagamichi and A.Okamoto: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 580.
- 17) G.K.Williamson and W.H.Hall: *Acta Metall.*, **1** (1953), 22.
- 18) G.K.Williamson and R.E.Smallman: *Philos. Mag.*, **1** (1956), 34.
- 19) 高木節雄, 津崎兼彰: 材料組織学, 朝倉書店, 東京, (2000), 68.
- 20) C.R.Simcoe, A.R.Elsea and G.K.Manning: *Trans. AIME*, **40** (1948), 1099.
- 21) Y.Ohmori: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **11** (1971), 339.
- 22) J.W.Martin, R.D.Doherty and B.Cantor: Stability of Microstructure in Metallic Systems, Cambridge University Press, Cambridge, (1997), 226.
- 23) M.V.Speight: *Acta Metall.*, **16** (1968), 133.
- 24) D.Hull and D.J.Bacon: Introduction to Dislocations, 4th ed., Butterworth-Heinemann Press, Oxford, (2001), 70.
- 25) F.J.Humphreys and M.Hatherly: Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Pergamon Press, Oxford, (1995), 17.