

0.1C-9Cr-3W-3Co 鋼におけるマルテンサイトの加熱過程に及ぼすボロン添加の影響

小林 千悟*・歳森 くみこ*²・仲井 清眞*・大森 靖也*³

Effects of Boron Addition on Heating Processes of Martensite in 0.1C-9Cr-3W-3Co Steels

Sengo KOBAYASHI, Kumiko TOSHIMORI, Kiyomichi NAKAI and Yasuya OHMORI

Synopsis : The effects of boron addition on the heating processes of martensite in 0.1C-9Cr-3W-3Co steels have been studied. The steels with and without 100 ppm boron were prepared. The specimens were austenitized at 1200°C for 1.2 ks, and quenched into iced brine, resulting in formation of α' martensite laths. They were heated up to 1000°C at a rate of 10°C/min. Temperature derivative of electric resistivity, dp/dT , decreased gradually around 500°C, increased slightly around 750°C, decreased around 810°C and largely decreased around 870°C in both steels. Observations by transmission electron microscopy revealed that the reactions were related to the formation of M_7C_3 , dissolution of both cementite and M_7C_3 , the precipitation of $M_{23}C_6$ and the austenite formation, respectively. The boron addition promotes $M_{23}C_6$ formation and retards the $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation.

Key words: boron; tempering; phase decomposition; $M_{23}C_6$; reversed austenite; transmission electron microscopy.

1. 緒言

火力発電プラントでは、地球環境への排出CO₂ガスの低減および発電の高効率化を達成するために高温・高圧下での操業が必要とされている。そのため、より高温・高圧下で利用可能なクリープ特性の良いフェライト系耐熱鋼の開発が望まれている¹⁻³⁾。フェライト系耐熱鋼にボロンを添加すると、添加量とともにクリープ破断強度は向上し⁴⁾、また、低歪・高歪域においてクリープ歪速度が小さくなる⁵⁾ことが知られている。さらに、ボロンはクリープ中のマイクロクラックの発生を抑制することによって高温強度を改善するなどの報告もあり⁶⁾、ボロン添加はクリープ特性改善に有効な元素として認識されている。フェライト系耐熱鋼のクリープ強度はマルテンサイトラスの回復・粗大化により低下するため、マルテンサイトラス組織を長時間変化させないように、析出物をマルテンサイトラス界面へ均一微細に分散析出させることがクリープ強度維持に有効である。ところで、フェライト系耐熱鋼中に生成する析出物の中で $M_{23}C_6$ はラス、ブロック、パッケージの各界面および旧 γ 粒界上に生成し、MX化合物は主にラス内部に生成することが知られている⁷⁾。したがって、ラス境界の移動を阻害しラス組織を維持する効果がある $M_{23}C_6$ の生成がBの添加によりどのように変化するかを明確にすることが重要である。一方で、マルテンサイト母相の熱的安定性に対す

る評価も必要であり、ボロン添加がフェライトの熱的安定性にどのように影響を与えるかについても明らかにすべきだといえる。

そこで本研究では、0.1C-9Cr-3W-3Coフェライト系耐熱鋼中の炭化物析出およびフェライトの熱的安定性に及ぼすボロン添加の影響を、等速加熱によるマルテンサイト組織の変化過程を解析することにより明らかにすることを目的とする。

2. 実験方法

実験に用いた供試材の組成をTable 1に示す。2鋼種(B無添加鋼, B添加鋼)とも0.1C-9Cr-3W-3Co鋼をベースとして窒素を約200 ppm含有しており、B添加鋼についてはボロンを100 ppm含んでいる。熱処理は2鋼種ともに1200°Cにて20分間オーステナイト化処理を施し、氷塩水中へ焼入れた。その結果、試料全体が α' マルテンサイト組織となった。続いて10°C/minの昇温速度で等速加熱しながら、電気抵抗測定(ERM)を行った。ERMに用いた試料は長さ50 mm、断面積2 mm²の短冊状であり、4端子電位

Table 1. Chemical compositions of the alloys used (wt%).

	C	Si	Cr	V	Nb	W	Co	B	N
B free steel	0.10	0.03	8.98	0.21	0.05	2.95	3.08	<0.001	0.0210
B added steel	0.11	0.03	8.95	0.21	0.06	2.91	3.06	0.010	0.0214

平成14年7月1日受付 平成14年8月23日受理 (Received on July 1, 2002; Accepted on Aug. 23, 2002)

* 愛媛大学工学部 (Faculty of Engineering, Ehime University, 3 Bunkyo-cho Matsuyama 790-8577)

*² 愛媛大学大学院生 (現: 富士通LSIソリューション (株)) (Graduate Student, Ehime University, now Fujitsu LSI Solution Ltd.)

*³ 愛媛大学名誉教授 (Emeritus Professor, Ehime University)

差法を用いて真空中で室温から1000°Cまで測定した。次に、ERM結果より相変化が生じたと確認された温度までERMと同じ昇温速度で等速加熱したのち氷塩水中に焼入れた試料の内部組織を加速電圧200kVの透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて解析した。TEM試料は熱処理後、50 μ m以下の厚さまで機械研磨したのち、電解研磨液(エタノール：グリセリン：過塩素酸=7:2:1)を-5°Cに冷却した状態でツイングジェット電解研磨法にて薄膜化した。

3. 実験結果

3.1 電気抵抗測定結果

等速加熱時の電気抵抗測定によって得られた供試材の電気比抵抗値は、温度上昇に伴う電気抵抗の増加分も含んでいる。温度上昇に伴う電気抵抗の増加は、デバイ温度(Feのデバイ温度は194°C)より高温であれば温度に比例して増加するので、得られた比抵抗値の温度微分を算出することによりある温度範囲で生じた相変化に伴う電気抵抗の変化を反応ピークとして検出することができる。Fig. 1の破線と実線は、B無添加鋼およびB添加鋼の等速加熱時における電気抵抗変化を、縦軸に電気比抵抗の温度微分値、横軸に温度をとって示したものである。図中の点線が、母相の電気比抵抗の温度係数(ベースラインとする)を示している。900°C付近を境に2本のベースラインが存在しているのは、後述するように母相がフェライト(α)からオーステナイト(γ)へと変化したためである。高温側のベースラインが低温側より下側に位置することは γ の電気比抵抗の温度係数が α のそれより小さいことを示している。B無添加鋼、B添加鋼とも4つの反応ピークA~Dが検出された。電気比抵抗は両鋼材とも、反応Aの500°C付近で緩やかな減少、反応Bの750°C付近で増加、反応Cの810°C付近で減少した後、反応Dの900°C付近で大きな減少を示した。ここで、図中の細実線はB添加鋼の結果に対して重複していると考えられる反応B~Dを定性的に分離した様子を示している。一般に電気抵抗の増加、減少はそれぞれ析出物の溶解現象ならびに析出現象に対応しているので、反応A、CおよびDでは析出現象が生じ、反応Bでは析出物の溶解現象が生じていると考えられる。反応B、CおよびDのピーク形状ならびに位置から、反応B、CおよびDで生じている相変化はオーバーラップして起こっていると考えられる。またB無添加鋼とB添加鋼の各反応ピーク温度を比較すると、特に反応DにおいてB添加鋼の方が高温側にずれていることが明らかである。次に、電気抵抗測定により検出された4つの反応における組織変化を透過型電子顕微鏡法にて解析した結果について説明する。

3.2 透過電子顕微鏡観察結果

ERMで反応Aが検出された温度まで等速加熱した試料の内部組織をTEMで観察した結果をFig. 2に示す。(a)と

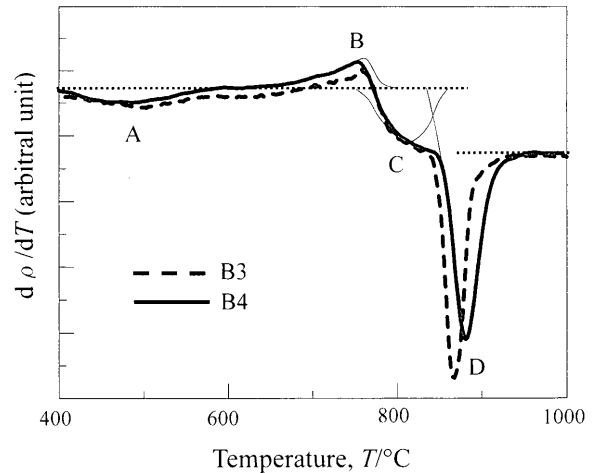


Fig. 1. ERM measurements for the steels with (solid line) and without boron (broken line) at a heating rate of 10°C/min. Dotted lines represent base-lines.

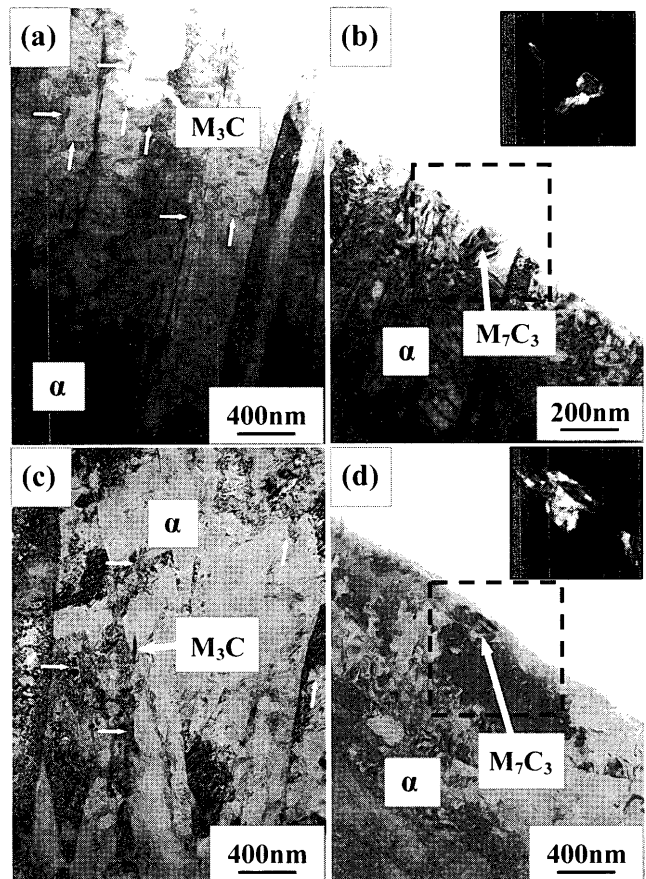


Fig. 2. TEM images of the boron free steel (B3) tempered up to 500°C, (a) and (b), and the boron added steel (B4) tempered up to 480°C, (c) and (d), respectively. Cementite and M_7C_3 were observed in both steels as indicated by arrows. Dark field images of M_7C_3 in the dotted area of (b) and (d) were inserted in each figures.

(b)はB無添加鋼を500°Cまで、(c)と(d)はB添加鋼を480°Cまで10°C/minで加熱した試料の明視野像である。両鋼材とも(a)および(c)の写真中の白矢印で示すように、マルテ

ンサイトラス内部に板状で100 nm程度の長さの析出物が観察された。この板状の析出物はこの領域の制限視野電子回折図形 (SADP) を解析した結果より、セメンタイトであることが明らかとなった。等速加熱により焼もどされたマルテンサイト (以後、単に α と呼ぶ) とセメンタイト(θ)との間にはBagaryatskijの結晶方位関係($(1\bar{1}0)_\alpha // [\bar{1}10]_\theta$, $(\bar{1}\bar{1}2)_\alpha // (00\bar{1})_\theta$)があった。(a)と(b), (c)と(d)はそれぞれ同一試料中の別視野から撮影されているが、(b)と(d)の視野では粒状で100 nm程度の析出物が観察された。これら粒状の析出物はSADPより $M_{23}C_6$ であることが明らかとなった。(b)と(d)の写真には、点線の領域における $M_{23}C_6$ の析出物からの回折斑点を用いた暗視野像を示している。(a)~(d)の写真に示すように、反応AにおいてB無添加鋼とB添加鋼との組織のあいだに大きな差異は認められなかった。次に、反応BまでB無添加鋼およびB添加鋼を加熱した試料の内部組織をFig. 3(a)および(b)に示す。(a)はB無添加鋼を758°C, (b)はB添加鋼を755°Cまで10°C/minで加熱した試料の明視野像である。ボロン添加・無添加にかかわらず、両試料とも反応Aにおいて観察されたセメンタイトや $M_{23}C_6$ は観察されなかった。よって、反応Bまで加熱したことによりセメンタイトや $M_{23}C_6$ の溶解が生じたことがわかる。一方、矢印で示すように両鋼材とも新たな粒状の析出物の生成が確認された。SADPより、これら粒状の析出物は $M_{23}C_6$ であることがわかった。なお、B添加鋼中に生成した $M_{23}C_6$ は、ボロンを炭素と置換する形で含んでおり⁸⁻¹¹⁾、本来ならば $M_{23}(C\cdot B)_6$ と記すべきであるが、本論文ではその場合も $M_{23}C_6$ と記すことにする。次に、ERMにおいて反応Cが検出された810°Cまで加熱した両鋼材の明視野像をFig. 3(c)と(d)に示す。両鋼材とも、ラス境界に沿って長細く成長した $M_{23}C_6$ が観察される。 $M_{23}C_6$ の析出はFig. 3(a)および(b)でも観察されたが、析出量の増加が著しい。さらに、ボロンを添加した鋼の方が $M_{23}C_6$ は粗大粒となっており生成量も多い。Fig. 4はB無添加鋼において観察された $M_{23}C_6$ を解析した結果で、Fig. 4(b)に示した $M_{23}C_6$ の(022)反射を用いた暗視野像から、長さは100 nm程度でラス界面に沿って成長した $M_{23}C_6$ が明瞭に確認できる。Fig. 4(d)を元に $M_{23}C_6$ と α との結晶方位関係をステレオ投影図に示した結果がFig. 4(e)である。これより、 $M_{23}C_6$ と α との結晶方位関係はKurdjumov-Sachs (K-S)の結晶方位関係($(110)_\alpha // (111)_{M_{23}C_6}$, $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha // [\bar{1}\bar{1}0]_{M_{23}C_6}$)にある。この関係はB添加鋼に生成した $M_{23}C_6$ と α の間にも同様に見られた。また、(b)の暗視野像においてこの領域に生成している $M_{23}C_6$ は単一バリエーションであることがわかる。Fig. 3(d)でボロンを添加した鋼において粗大な $M_{23}C_6$ が観察されたのは、単一バリエーションの $M_{23}C_6$ 同士が成長合体した結果生じたものと考えられる。反応Dが完全に終了した温度である950°CまでB無添加鋼とB添加鋼を加熱した際の内部組織をFig. 5(a)および(b)に示す。両鋼材とも、

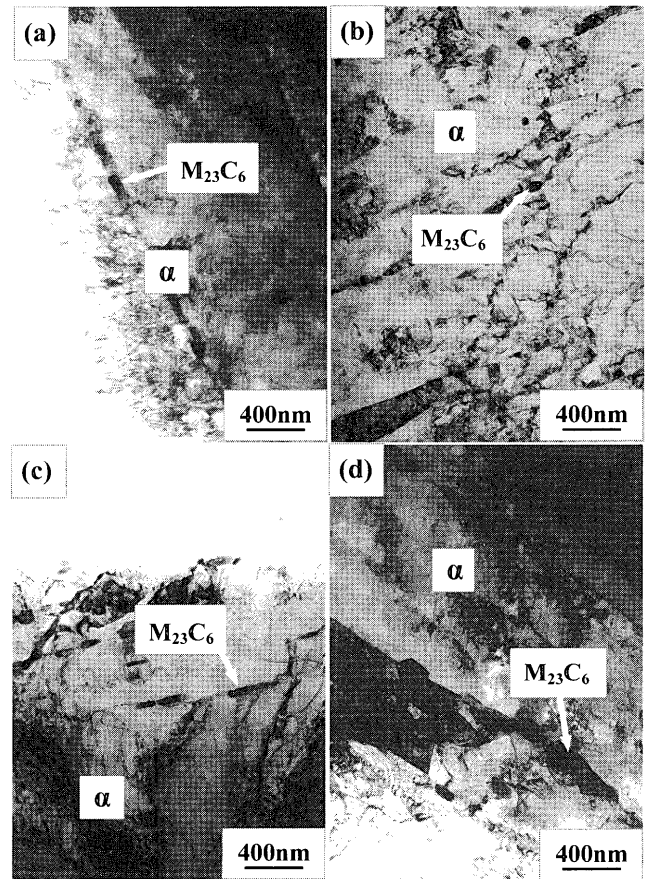


Fig. 3. TEM images of (a) the boron free steel (B3) tempered up to 758°C, (b) the boron added steel (B4) tempered up to 755°C, (c) the boron free steel (B3) tempered up to 810°C, (d) the boron added steel (B4) tempered up to 810°C, respectively. Cementite and $M_{23}C_6$ were completely dissolved in both steels as shown in (a) and (b). On the other hand $M_{23}C_6$ nucleated along α lath boundaries as indicated by arrows. $M_{23}C_6$ particles grow rapidly on α lath boundaries in the boron added alloy as shown in (d).

$M_{23}C_6$ はラス界面に沿わず、ラス界面を横断して列状に並んでいる傾向にある。また、母相は非常に転位密度の高いラス組織となっている。Fig. 6はFig. 5(a)の組織を解析した結果であり、母相は高転位密度の α' マルテンサイトであることが明らかとなった。これは950°Cまで加熱した結果、 α が γ へと逆変態し、それが焼入れの際に α' マルテンサイトへと変態した結果であると考えられる。 α' マルテンサイトと $M_{23}C_6$ との結晶方位関係をFig. 6(e)にステレオ投影図で示す。これより、 α' と $M_{23}C_6$ の間にもK-Sの結晶方位関係が存在する。

4. 考察

4.1 等速加熱時の組織変化に及ぼすボロンの効果

ERMの結果から反応Aでは析出現象が生じていると考えられ、またTEM観察より、セメンタイトと $M_{23}C_6$ の2種

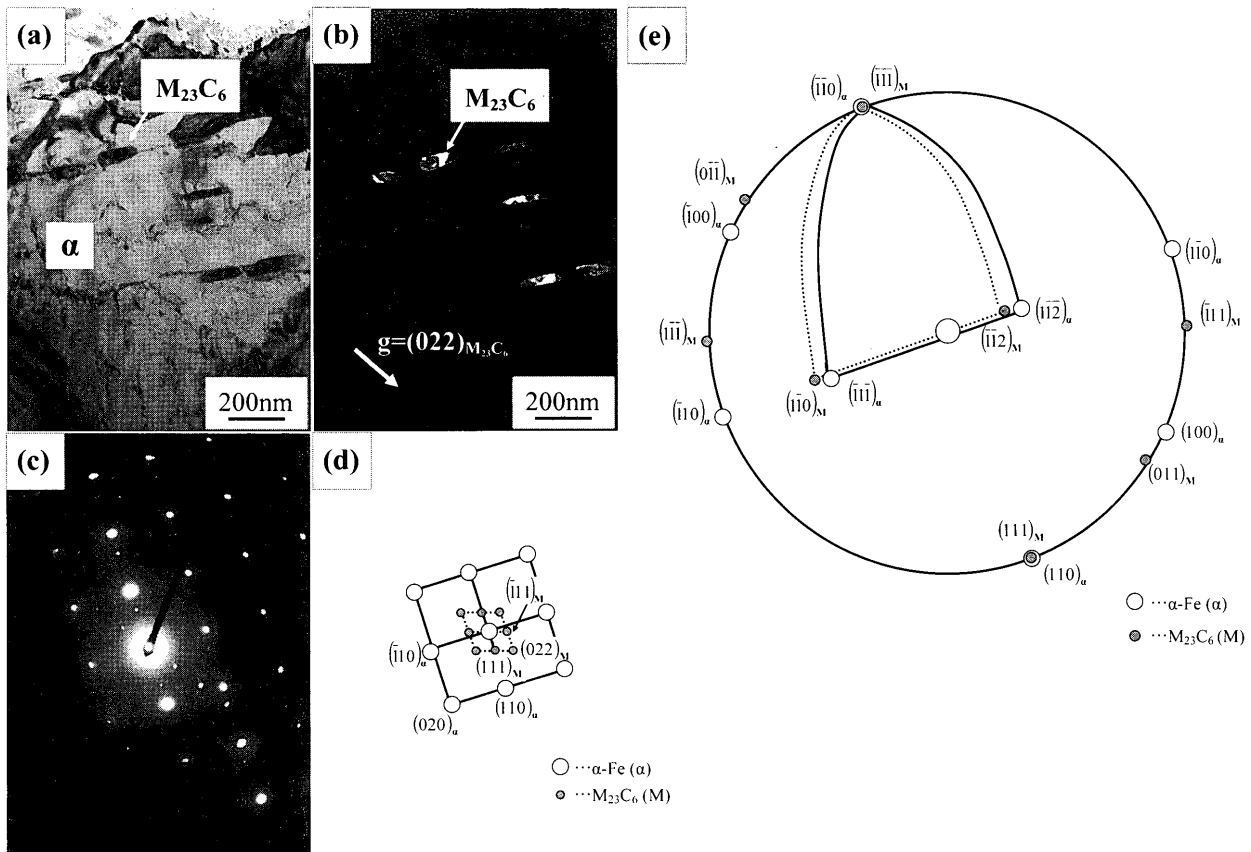


Fig. 4. $M_{23}C_6$ particles formed mainly along α lath boundaries in the boron free steel tempered up to 810°C . (a) Bright field image, (b) dark field image, (c) selected area diffraction pattern, (d) key diagram of (c) and (e) stereographic projection of (d) indicating the Kurdjumov-Sachs orientation relationship between α and $M_{23}C_6$, respectively.

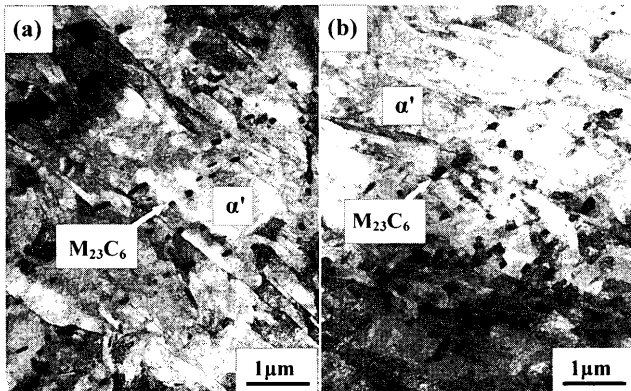


Fig. 5. TEM images of (a) the boron free steel and (b) the boron added steel heated up to 950°C , respectively. Tempered martensite transformed into austenite (α' martensite) completely. $M_{23}C_6$ particles were still observed in both steels.

類の析出物が観察されたことから、反応Aはこれら析出物の生成に起因すると考えられる。しかしながら、反応Aは $400\sim 600^\circ\text{C}$ 付近の反応であり、セメンタイトの析出開始温度よりかなり高いため、 M_7C_3 の析出が反応Aの主たる要因である可能性が高い。また、本研究で用いた鋼種はVおよびNbを含んでいるため、MX化合物の生成が反応Aにおいて生じていることが十分考えられる。ラス内部の転位

上にそれと考えられる数十nmの粒状のコントラストをTEM観察中に捉えたが、SADPにMX化合物の回折斑点を見出すことはできなかった。また、反応Aではボロンの影響は観察されなかった。反応Bは、ERMの結果より析出物の溶解反応であり、TEM観察の結果からセメンタイトと M_7C_3 の溶解に対応していると考えられる。しかしながら、反応Bに対応するFig. 3(a)および(b)の組織内にはセメンタイトならびに M_7C_3 の溶解と $M_{23}C_6$ の析出が確認される。これは、溶解反応である反応Bと次に現れる析出反応の反応Cがオーバーラップしていると考えられる。このような炭化物の溶解・生成は焼戻しマルテンサイト中にしばしば観察され、炭化物の核生成がin-situに生じるとの報告¹²⁻¹⁴⁾もあるが、本研究結果から、Fig. 2で見られたセメンタイト(ラス内部に主に分布)や M_7C_3 (ラス界面に少量分布)の分布とFig. 3の $M_{23}C_6$ (ラス界面に多量に分布)の分布が異なるため、それらは独立に溶解し、析出している(separate nucleation)と考えられる^{15,16)}。反応Bにおいてもボロン添加の際立った影響は観察されなかった。反応Cでは、ラス界面に沿って $M_{23}C_6$ の生成量が増加しており、 $M_{23}C_6$ の析出が反応Cの主原因であるといえる。B無添加鋼とB添加鋼とを比較してみると、明らかにボロンを添加した鋼の方が $M_{23}C_6$ の析出が促進され析出量が多い。しか

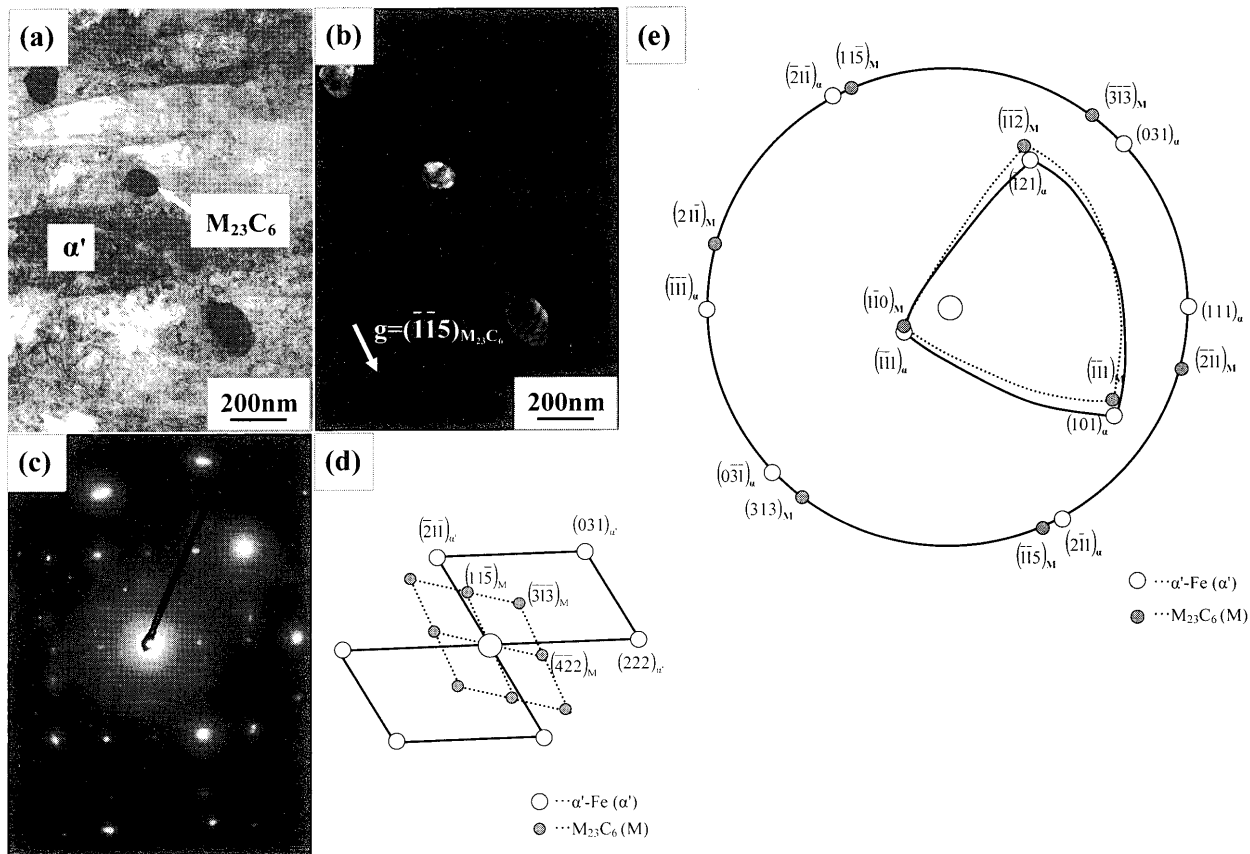


Fig. 6. $M_{23}C_6$ particles align away from lath boundaries in the boron free steel heated up to 950°C. (a) Bright field image, (b) dark field image, (c) selected area diffraction pattern, (d) key diagram of (c) and (e) stereographic projection of (d) indicating the Kurdjumov–Sachs orientation relationship between α' and $M_{23}C_6$, respectively.

しながら、B添加鋼における $M_{23}C_6$ はかなり粗大になっており、ラス界面上でフィルム状に存在するようになっていいる。Fig. 4(e)で示したように、ラス界面上に生成する $M_{23}C_6$ はフェライトと特定の方位関係を持って単一バリエーションの状態で生成することが多いため、隣接して生成した $M_{23}C_6$ 同士が結合して粗大粒となる可能性は高い。ボロン添加により $M_{23}C_6$ のラス上析出が促進され隣接する粒子間距離が短くなったので、少し成長しただけで隣接粒子同士が結合し粗大粒を形成したと考えられる。反応DはERMより析出反応であるが新たな炭化物の生成は確認されないことと、高転位密度のフェライトとなっていることから、反応Dでは α から γ への変態が生じ、焼入れの際に γ が α' へと変態したと考えられる。また、反応Dで観察された $M_{23}C_6$ は α' と組織的には無関係なように見えるが、K-Sの結晶方位関係を有していた。このことは $\alpha \rightarrow \gamma$ および $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態がK-Sの結晶方位関係を持って生じる¹⁷⁾ことから理解できる。つまり、反応Cにおいて、ラス上に生成した $M_{23}C_6$ は α とK-Sの結晶方位関係を持って生成し、次に反応Dで α から γ への変態がK-Sの結晶方位関係をもって生じ、さらに焼入れの際に再びK-Sの関係を持って γ が α' へと変態したと考えれば $M_{23}C_6$ と α' とはK-Sの結晶方位関係をもつ場合があると考えられる。以上より、反応Dは α から γ

への変態であることがわかる。

4.2 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態に及ぼすボロンの効果

ボロンを添加した鋼では、ボロン無添加の鋼に比べて反応Dが高温に位置する。つまり α から γ への変態が抑制されている。 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態に及ぼすボロンの効果については、逆変態 γ 生成終了後の γ の再結晶終了温度がボロン添加により高温側にシフトするなどの東らの報告¹⁸⁾があるが、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態自体に及ぼすボロンの効果については詳述されていない。ここで、本研究で得られたERMの反応Dのピークをより詳しく見てみると、反応Dの開始温度つまり $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態開始温度は両鋼材とも840°C付近であり差が見られないが、ピークの温度や反応ピーク全体としてはB添加鋼の方が高温側に位置している。このことは、ボロン添加により A_{c3} 点が上昇し、 $(\alpha + \gamma)$ の2相共存領域が広がっていることを意味する。次にこの理由について考察する。Fig. 7(a)および(b)は、それぞれB無添加鋼およびB添加鋼の温度に対する各平衡相の存在量をThermo-Calc¹⁹⁾で計算した結果である。縦軸は各相の存在量をモル%で表しており、横軸は温度である。 $M_{23}C_6$ は低温側から $(\alpha + \gamma)$ の2相域である850°C付近まで存在することがわかる。Laves相は低温側から750°C付近まで生成し、MXは低温側からかなり高温の1200°C付近まで存在可能であることが

わかる。 M_6C 炭化物は約750~950°Cの範囲内で存在している。ここで、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態についてB無添加鋼とB添加鋼とを比較してみると、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態開始温度は両鋼ともに840°C付近とほぼ同じであるが、 A_3 点について見るとB添加鋼の方が70°C程度高温側に位置し、 $(\alpha + \gamma)$ の2相領域がかなり拡大していることがわかる。このように A_3 点がボロン添加により上昇することや $(\alpha + \gamma)$ 2相領域が拡大することは、先に述べたERMの反応Dの解析結果と一致する。すなわち、ボロンの添加は、 α を γ に対して熱力学的に安定化する働きがあると考えられる。ここで、Laves相や M_6C は長時間の等温保持をしないと生成しないことが知られており、また本研究においてもそれらの相の生成は確認されていないので、Fig. 7で示した結果にそれらの相がどれほど影響しているか評価する必要がある。Fig. 8はThermo-Calcで各温度における平衡相の量を計算する際にそれらの相の生成を除外した結果である。これから明らかに、Laves相や M_6C の存在は $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態に大きな影響を与えないと予想される。一方で、注意すべきことは、Bを含有した析出物である $M_{23}C_6$ の生成が $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態に先立って生じていることである。Thermo-Calcによる計算の中では $M_{23}C_6$ 炭化物にBが含まれていないため、その効果を計算中に考慮できない。したがって、B添加鋼のフェライト中に実際に固溶しているB量は計算の際に代入した100 ppmより低くなっていると考えられ、計算におけるB無添加鋼とB添加鋼の A_3 点のずれ(70°C程度)は実際の差(30°C程度)より大きい値を示していると考えられる。

一方、ボロンの添加により、B添加鋼中の $M_{23}C_6$ の方がB無添加鋼中の $M_{23}C_6$ より安定となる可能性があり、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が生じている昇温過程においてB無添加鋼中の $M_{23}C_6$ の方がB添加鋼中のそれに比べて溶解はやく生じ、フェライト中の炭素濃度が高くなる結果、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が促進されB無添加鋼の反応DがB添加鋼より低温側で終了したとも考えられる。しかしながら、反応Dが終了した950°Cまで加熱したB無添加鋼およびB添加鋼において、両鋼材ともかなりの $M_{23}C_6$ が残存していることからこの可能性は低いと考えられる。

以上のことから総合して、ボロンの添加により $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が抑制された理由としては、ボロン添加により α が γ に対し熱力学的に安定になったためであると考えられる。

5. 結言

(1) B添加・無添加鋼ともオーステナイト化処理後焼入れた試料は、 α' ラスマルテンサイト組織を呈していた。

(2) 10°C/minでB無添加鋼およびB添加鋼を等速加熱した際のERMにおいて、3つの電気抵抗の減少反応および1つの増加反応が検出された。減少反応はそれぞれ500°C付近(反応A)、810°C付近(反応C)、860°C付近(反応D)。

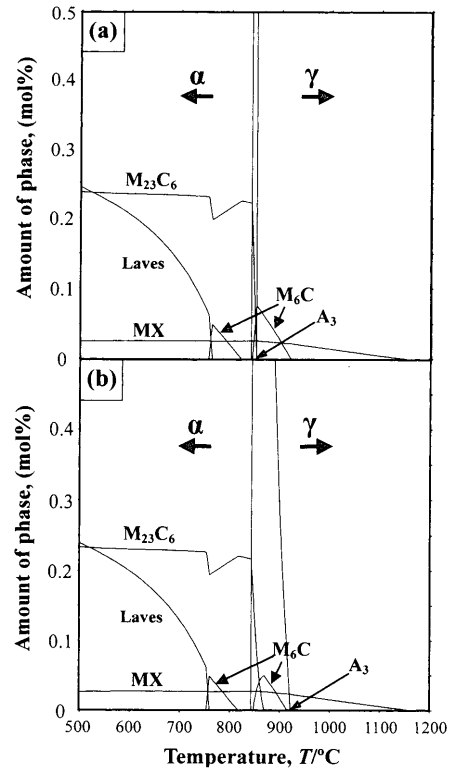


Fig. 7. Phase fraction vs. temperature diagram calculated by Thermo-Calc for (a) boron free steel and (b) boron added steel. A_3 -temperature is indicated by arrow.

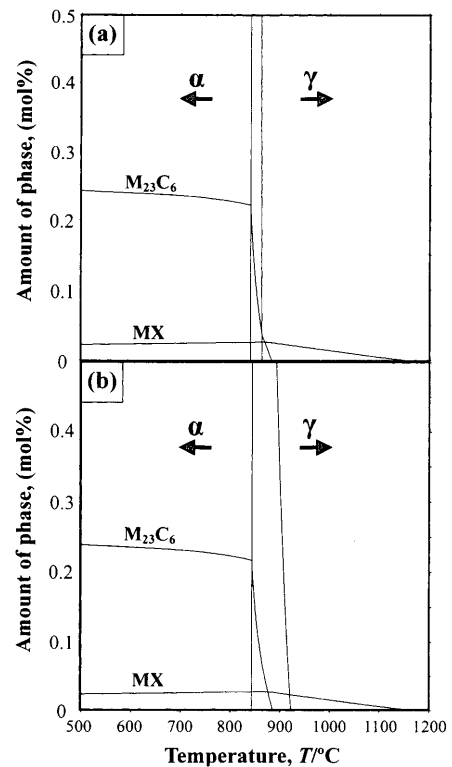


Fig. 8. Phase fraction vs. temperature diagram calculated by Thermo-Calc excluding the formation of M_6C , Laves, sigma and Cr_7N for (a) boron free steel and (b) boron added steel.

増加反応は760°C付近(反応B)に現れた。ボロン添加の影響は特に反応Dに現れ、ボロン添加鋼の方が反応Dは高温側にシフトしていた。

(3) TEM組織観察を行った結果、反応A~Dはそれぞれ M_7C_3 の形成、セメントライトおよび M_7C_3 の溶解、 $M_{23}C_6$ の生成、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態に起因していた。

(4) フェライト鋼へのボロンの添加は $M_{23}C_6$ の析出を促進する働きとともに、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を抑制する効果があることが明らかとなった。

本研究を遂行するにあたり、透過型電子顕微鏡の利用でお世話になった愛媛大学機器分析センターに感謝の意を表します。

文 献

- 1) T.Fujita: *Therm. Nucl. Power*, **42** (1991), 1485.
- 2) T.Yokoyama and F.Masuyama: *Therm. Nucl. Power*, **45** (1994), 1297.
- 3) K.Hayashi, T.Kojima, Y.Minami, M.Hayashida and Y.Yamasaki: *Therm. Nucl. Power*, **49** (1998), 736.
- 4) N.Takahashi, T.Fujita and T.Yamada: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 2263.
- 5) 為広 博, 村木太郎: 鉄鋼材料の組織と特性に及ぼすボロンの影響, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1999), 92.
- 6) R.F.Decker, J.P.Rowe and J.W.Freeman: *Trans. AIME*, **212** (1958), 686.
- 7) 増山不二光: 耐熱鋼・耐熱合金の高強度化研究会最終成果報告書, 日本鉄鋼協会編, 東京, (2000), 70.
- 8) H.Kaneko, T.Nishizawa and N.Chiba: *J. Jpn. Inst. Met.*, **30** (1966), 157.
- 9) M.Hättestrand, M.Schwind and H.-O.Andrén: *Mater. Sci. Eng.*, **A250** (1998), 27.
- 10) M.Hättestrand and H.-O.Andrén: *Mater. Sci. Eng.*, **A270** (1999), 33.
- 11) P.Hofer, M.K.Miller, S.S.Babu, S.A.David and H.Cerjak: *Metall. Mater. Trans. A*, **31A** (2000), 975.
- 12) K.Kuo: *J. Iron Steel Inst.*, **173** (1953), 363.
- 13) W.Crafts and J.L.Lamont: *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, **185** (1949), 957.
- 14) F.Weaver and W.Koch: *Stahl Eisen*, **74** (1954), 989.
- 15) R.W.Balluffi, M.Cohen and B.L.Averbach: *Trans. Am. Soc. Met.*, **43** (1951), 497.
- 16) S.Kobayashi, K.Toshimori, K.Nakai, Y.Ohmori, H.Asahi and T.Muraki: *ISIJ Int.*, **42** (2002), S72.
- 17) K.Ameyama, T.Maki and I.Tamura: *J. Jpn. Inst. Met.*, **50** (1986), 10.
- 18) T.Azuma, K.Miki, Y.Tanaka and T.Ishiguro: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 27.
- 19) B.Sundman, B.Jansson and J.Andersson: *Calphad*, **9** (1985), 153.