

高合金白鑄鉄の残留オーステナイトの分解挙動

Decomposition behavior of retained austenite of high alloyed white cast iron

久留米工業高等専門学校
材料工学科
教授

博士(工学) 笹栗 信也
Nobuya Sasaguri



1. まえがき

高クロム鑄鉄や多合金白鑄鉄などの高合金白鑄鉄は、鑄造時に M_7C_3 、 MC 、 M_2C 等の高硬度の炭化物を多量に晶出し、その後の熱処理によって基地も硬化するため、耐アブレッシブ摩耗性に優れている。そのため、熱間圧延ロールや鉋物粉碎用ミルのタイヤ及びライナなどの耐摩耗部材として使用されている。

同鑄鉄の耐摩耗性を含めた機械的性質は、鑄造時に晶出する炭化物の量や晶出形態に依存するとともに、基地組織にも大きく影響される。とくに基地中に存在する残留オーステナイト(γ_R)は、圧延ロール材に使用される場合には、韌性を増加させる効果もあるが、耐肌荒れ性の低下やスポーリングなどによる割れの原因となる^{1) 2)}。一方、鉋物粉碎用ミルのタイヤなどに使用される場合には、 γ_R は耐摩耗性を増加させる効果がある^{3) 4)}。そのため、使用目的に応じて製品中の残留オーステナイト量(V_γ)を制御することは極めて重要である。

そこで、ここでは 17%Cr 亜共晶鑄鉄及び Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-C の多合金白鑄鉄について、鑄造後の低温度での加熱処理(サブクリティカル処理)あるいは焼入れ後の焼戻しに伴う γ_R の分解挙動とそれに伴う硬さ変化について研究した結果について紹介する。

2. 高クロム鑄鉄の γ_R の分解

高クロム鑄鉄は、鑄造まま、焼入れまま、鑄造後サブクリティカル処理、鑄造後焼入れ・焼戻し、焼なまし後焼入れ・焼戻し処理が行われるなど、様々な熱処理状態で使用される。このうち、鑄造後のサ

ブクリティカル処理及び焼なまし後の焼入れ・焼戻し処理した2つの場合について、 γ_R の分解挙動について述べる。

2.1 サブクリティカル処理及び焼戻し後のマイクロ組織変化

Fig.1 に 17%Cr-2%Mo 亜共晶鑄鉄をサブクリティカル処理した時の光学顕微鏡組織を示す。

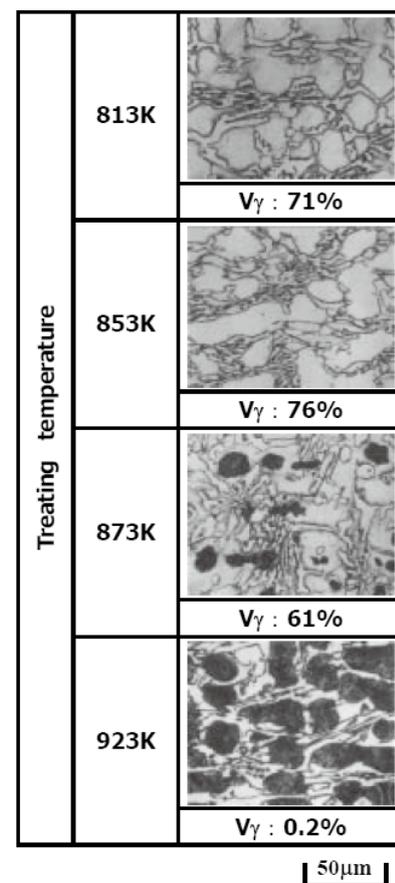


Fig.1 Effect of treating temperature on microstructure and volume fraction of retained austenite(V_γ) of heat-treated specimens from as-cast state. Holding time: 1.2×10^4 s

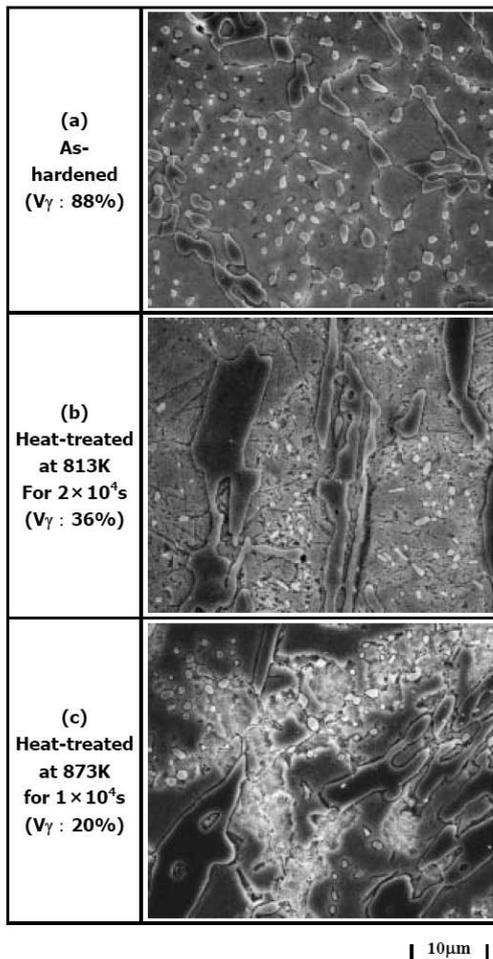


Fig.2 SEM microphotographs and volume fraction of retained austenite(V_{γ}) of as-hardened specimen from annealed state(a) and heat-treated specimens from as-hardened state (b) and (c).

また、Fig.2 に焼入れ・焼戻し処理時の金属組織の SEM 写真を示す。

いずれの場合も腐食液としてピクリン酸塩酸アルコールを用いている。铸造状態あるいは焼入れ状態では、基地はほとんど γ_R であるが、焼戻し温度が高くなるとともに、また、同じ処理温度でも保持時間が長くなるほど、 γ_R の分解が進み、黒く腐食された領域が拡大する。腐食された領域では、ベイナイトあるいはマルテンサイトと考えられる針状の組織や炭化物の析出及び Fig.3 に示すようなパーライト組織が観察される。このことから、 γ_R の分解は、炭化物の析出やパーライト変態が起り、不安定となった γ_R の一部が処理後の冷却過程でベイナイトあるいはマルテンサイト変態して、進行すると考えられる。

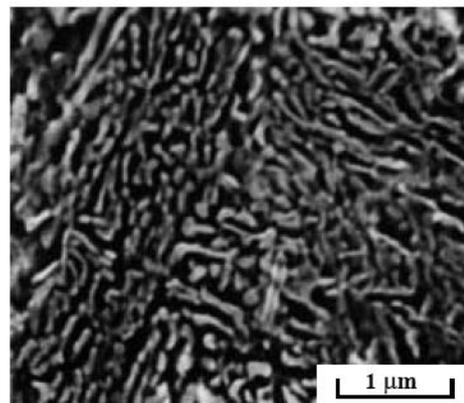


Fig.3 SEM microstructure of decomposed region of austenite in heat-treated specimen (Fig.2 (c)).

このようなサブクリティカル処理や焼戻し処理による組織変化は、Cr 量の高い 26%Cr 鉄でも同様に起こる。

2.2 分解挙動

Fig.4 は 17%Cr-2%Mo 亜共晶鉄をサブクリティカル及び焼戻し処理したときの各処理温度での γ_R の分解率(f)と保持時間(t)の関係を求めたものである。分解率は、(1) 式で定義され、 V_{γ} は X 線回折により求めた。

$$f = (V_b - V_a) / V_b \quad \text{--- (1)}$$

V_b :処理前の V_{γ} 、 V_a :処理後の V_{γ}

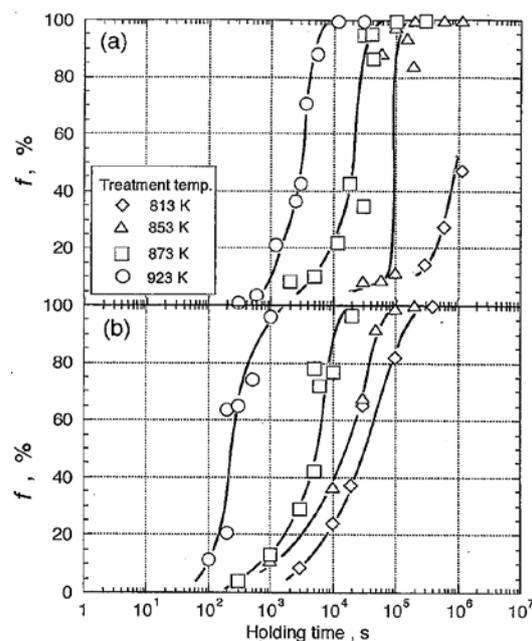


Fig.4 Relationship between decomposition ratio(f)of retained austenite and holding time. (a)As-cast specimen, (b) Hardened specimen from annealed state. (Hardening temp.:1423K)

いずれの場合も、 f は各加熱温度に関わらず保持時間 t の増加とともにS字状に上昇している。この挙動は、再結晶や鋼の等温変態と同じであり、 γ_R の分解が、パーライトあるいは炭化物の等温析出によって進行すると考えることができる。Fig. 5はFig. 4に示した各試料の $f-t$ 曲線から処理温度毎に γ_R の分解の開始(D_s 、分解率 10%)及び終了(D_f 、分解率 90%)の時間を求めたものである。これから、鑄造状態での γ_R の方が、焼入れ状態の γ_R よりも分解が遅れることがわかる。後述するように、最高硬さが得られる時の V_f は10%程度であり、初期の V_f がわかれば、本図から各処理温度での最高硬さを得るときの保持時間を推定することができる。

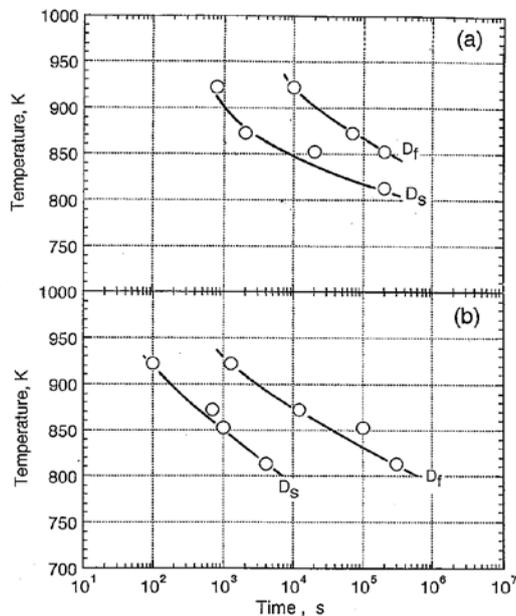


Fig.5 Time-Temperature-Decomposition curves of retained austenite by heat treatment. (a)As-cast specimen, (b) Hardened specimen from annealed state. (Hardening temp.:1423K)

2.3 γ_R 分解の活性化エネルギー

鑄造後のサブクリティカル処理あるいは焼入れ後の焼戻し処理のいずれの場合も γ_R の分解は等温変態で進んでいることから、この時の、分解の速度式は、(2)式のJMAK⁵⁾の式で表されると考えられる。

$$f = 1 - \exp\{-(Kt)^n\} \quad \text{----- (2)}$$

ここで f : γ_R の分解率、 t : 保持時間、 K : 温度依存の反応速度定数、 n : 定数

(2)式を変形し、2回対数をとって、 f を t に対してプロットすると K を求めることができる。これ

から、 γ_R の分解のための活性化エネルギーを求めると、鑄放し試料で約354kJ/mol、焼入れ・焼戻し試料で約278kJ/molとなる。Niを含有する17%Cr鑄鉄やMoやNiを含有する26%Cr鑄鉄でも同様の値が得られており、いずれの試料でも鑄放し状態ではオーステナイト中に合金元素が多く含まれるために、 γ_R がより安定で分解しにくいことが明らかである。

2.4 サブクリティカル処理及び焼戻しに伴う硬さ変化

サブクリティカル及び焼戻し処理のいずれの場合も、 γ_R の分解で、パーライトや炭化物の析出が起り、不安定となった γ_R がその後の冷却でベイナイトあるいはマルテンサイト変態するため、2次硬化を示す。Fig. 6は、17%Cr-2%Mo 垂共晶鑄鉄を、鑄放し状態あるいは焼入れ状態から種々の温度で加熱した時の硬さ変化を示している。いずれの場合も、保持時間の増加とともに硬さは上昇し、最高硬さを示した後低下する。Fig. 6(a)及び(b)を比較すると、鑄放し状態からの加熱では、2次硬化の割合が小さい。この現象は26%Cr鑄鉄でも同様であり、高硬度を得るには、焼入れ・焼戻し処理をする必要がある。

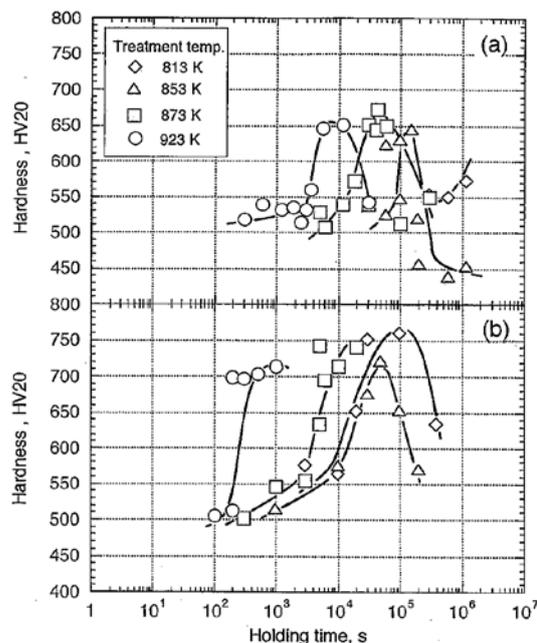


Fig.6 Effect of treating temperature on relationship between macro-hardness and holding time and heat treatment temperature. (a) As-cast specimen, (b) hardened specimen from annealed state. (Hardening temp.:1423K)

最高硬さとその時の γ_R との関係を求めると、Fig. 7に示すように、最高硬さは、 γ_R が10%程度の場合に得られる。このような結果についても、その他の17%Crや26%Cr 鋳鉄についても認められている。

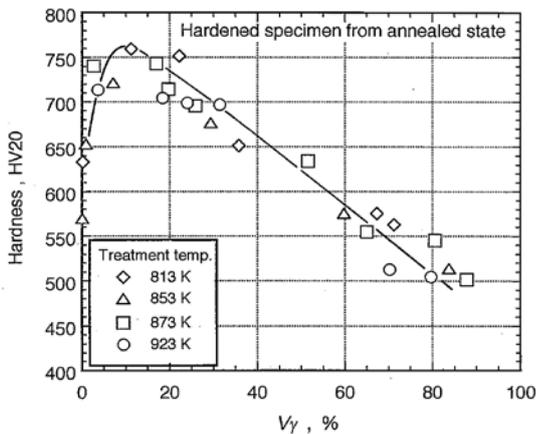


Fig.7 Relationship between macro-hardness and volume fraction of retained austenite (V_γ) of heat treated specimens. (Hardening temp.:1423K)

3. 多合金白鋳鉄の γ_R の分解

多合金白鋳鉄の場合、通常鋳造後焼なましを行い、その後焼入れ・焼戻し処理が実施されるために、ここでは、上記の場合における γ_R の分解挙動について述べる。

3.1 焼戻し処理後のミクロ組織変化

Fig. 8 に 2.41%C の多合金白鋳鉄の焼入れ及び焼戻し組織を示す。焼入れ状態で平坦に見える γ_R が焼戻しによって減少し、マルテンサイトあるいはベイナイトと考えられる針状組織が増加している。

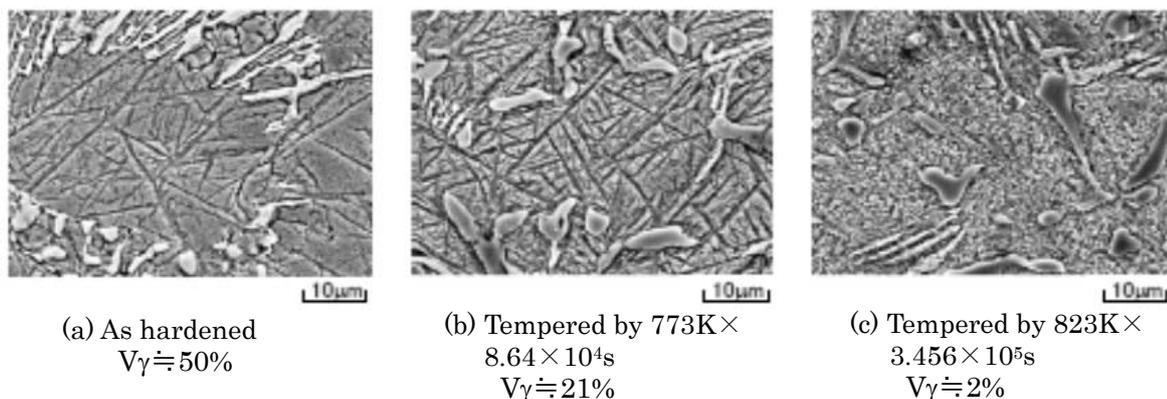


Fig. 8 Variation of microstructure associated with tempering condition. (Hardening temp.:1373K, C:2.41%)

これは、炭化物の析出によって、オーステナイト中のC及び合金元素濃度が低下し、 M_s 点が上昇するために、処理後の冷却時にマルテンサイトあるいはベイナイト変態したためである。さらに焼戻しが進むと、基地中に多くの炭化物の析出及び凝集が起る。なお、焼戻しによって析出する炭化物は、 M_6C 、 MC 及び M_7C_3 である⁶⁾。

3.2 γ_R の分解挙動

Fig. 9 は 2.13%C の多合金白鋳鉄の焼戻し処理による γ_R の分解率 f と保持時間 t との関係を示している。高クロム鋳鉄と同様に、 f は保持時間 t の増加とともに、S字状に増加する。この曲線から分解の開始(D_s 、分解率10%)及び終了(D_f 、分解率90%)時間を求めると、Fig. 10 に示すようになる。後述するように、多合金白鋳鉄でも焼戻しによって最高硬さが得られる時の V_γ は5~10%であるため、この図から初期の V_γ がわかれば、最高硬さを得る時の焼戻しに必要な保持時間の推測が可能である。

また、C量が多くなると、分解終了までの時間が長くなる。

なお、高クロム鋳鉄と同様に、分解の活性化エネルギーを求めると、2.13%C 試料で約 293kJ/mol、2.41%C 試料では約 244kJ/mol となる。これらの値は、オーステナイト中のFe、Cr、Mo、W、Vの拡散の活性化エネルギーに近い値であり、分解はこれらの元素のオーステナイト中の拡散に支配されると考えられる。

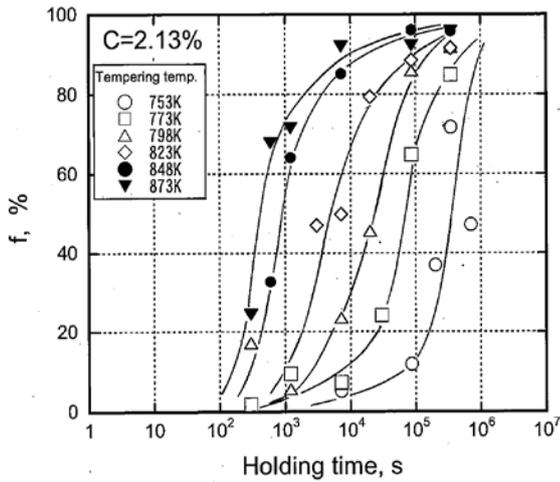


Fig.9 Relationship between holding time at tempering temperature and decomposition ratio of retained austenite(f). (Hardening temp.:1373K)

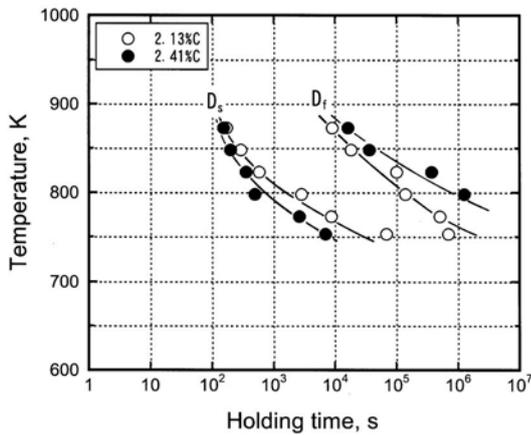


Fig.10 Time-Temperature-Decomposition curves of retained austenite in specimens. (Hardening temp.:1373K)

3.3 焼戻しによる硬さ変化と焼戻しパラメータとの関係

Fig. 11 に焼戻しによる硬さ変化の一例を示す。いずれの焼戻し温度の場合も高クロム鋳鉄の場合と同様に、明らかに2次硬化を示し、焼戻し温度の低下とともに、2次硬化を示す時の保持時間は長時間側へ移動する。

本合金系と同様な合金元素を有する高速度鋼などでは、焼戻し後の硬さは、焼戻しパラメータ (P) で整理できることが多い。そこで、多合金白鋳鉄の場合も焼戻し後の硬さを P で整理すると、Fig. 12 に示すように、うまく整理できる。

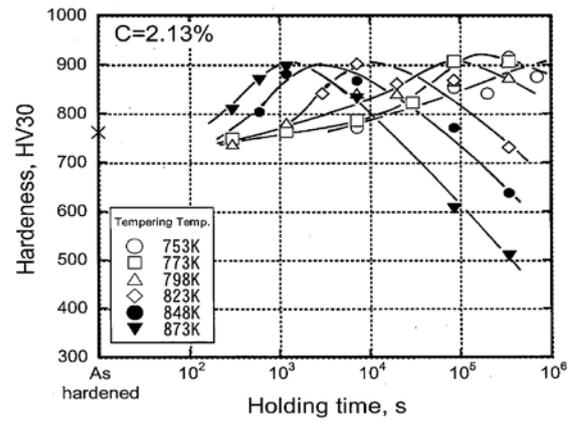


Fig.11 Effect of tempering temperature and holding time on macro-hardness of specimens. (Hardening temp.:1373K)

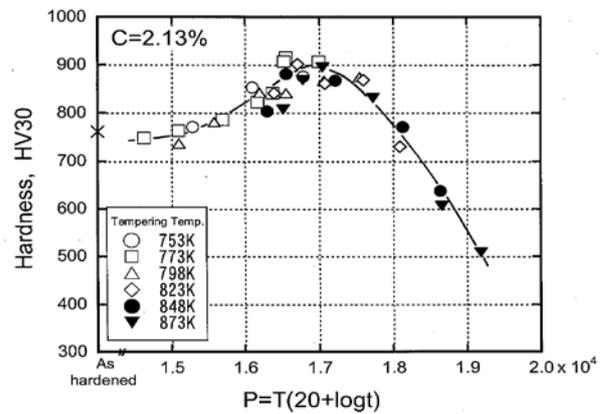


Fig.12 Relationship between macro-hardness of tempered specimens and tempering parameter P. (Hardening temp.:1373K)

3.4 最高硬さと V_γ との関係

最高硬さと焼戻し後の V_γ との関係を求めると、Fig. 13 に示すようになり、高クロム鋳鉄の場合と同様に最高硬さは V_γ が 5~10%の時に現れる。この傾向は、C量が 2.41% の時も同様である。

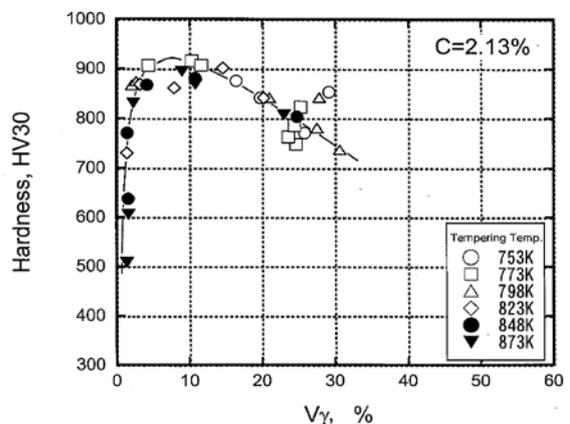


Fig.13 Relationship between macro-hardness and volume fraction of retained austenite(V_γ) of tempered specimens. (Hardening temp.:1373K)

4. おわりに

高クロム鋳鉄や多合金白鋳鉄は、鋳造時や焼入れ時に多量の γ_R を含有するため、材料の特性を十分に発揮させるためには、これを制御することが重要であると考え、これまでの研究データを紹介した。研究データを羅列する形になったが、何かの参考になれば幸いである。

参考文献

- 1) 橋本隆, 片山博彰, 森川長, 中川義弘: 鋳物 **63** (1991) 622
- 2) O. N. Dogan and J. A. Hawk, AFS Transactions, 105 (1997) 167
- 3) I. R. SARE and B. K. ARNOLD: Metallurgical and Materials Transactions A, 26 (1995) 357
- 4) F. Maratray and A. Poulain: AFS Transactions, 90 (1982) 795
- 5) 西村富隆, 新山善之: 熱処理 **17** (1977) 236
- 6) 橋本光生, 久保修, 笹栗信也, 松原安宏: 鋳造工学 **76** (2004) 205