



Fe–Cr–Mn–C と Fe–Cr–Ni–Mn–C 系合金の飽和磁化に 及ぼす焼入れ温度と化学組成の影響

横山 紳一郎*・久保田 邦親*・佐々木 計*・南埜 宜俊*²

Effects of Quenching Temperatures and Chemical Compositions on Saturation Magnetization of
Fe–Cr–Mn–C and Fe–Cr–Ni–Mn–C Alloys

Shin-ichiro YOKOYAMA, Kunichika KUBOTA, Hakaru SASAKI and Yoritoshi MINAMINO

Synopsis : Quenching temperature dependences of saturation magnetization, $J(T)$, were investigated in five Fe– X mass%Cr–2.0mass%Mn– Y mass%C ($X=1.97$ – 9.92 , $Y=0.89$ – 0.61) alloys and four Fe–6.0mass%Cr– Z mass%Ni–2.0mass%Mn–0.75mass%C ($Z=1.04$ – 3.02) alloys in order to elucidate the correlation between magnetic properties and microstructures as well as to develop an alloy exhibiting both ferromagnetism after heat treatment at lower temperatures and feeble magnetism after quenching from higher temperatures. The starting materials, consisting of ferromagnetic α (or α') and carbide phases, were prepared by heating at 1053K and the following slow cooling. They all exhibited high J values of 1.57–1.75 T. The J values of the alloys decreased by quenching from higher temperatures between 1073 and 1423K, and decreased with increasing quenching temperature. Especially, the J values began to decrease at lower quenching temperature in Fe–Cr–Mn–C alloys with lower chromium and higher carbon content, and in Fe–Cr–Ni–Mn–C alloys with higher nickel content. These behaviors were closely related to the quenching temperature dependences of the paramagnetic retained austenite content, γ_R (%). That is to say, the γ_R began to increase at lower quenching temperature in these alloys. In the lower chromium and higher carbon content alloys, the carbide particles dissolved at relatively low temperatures. Therefore, the decrease in martensite start temperature, M_s , started from the lower quenching temperature. On the other hand, in the higher nickel content alloys, the dissolution degree of the carbide particles was almost independent of the nickel content. However, the M_s decreased because of the high nickel concentration in γ phase.

Key words : Fe–Cr–Mn–C alloy; Fe–Cr–Ni–Mn–C alloy; quenching; saturation magnetization; retained austenite; carbide; dissolution; M_s temperature.

1. 緒言

鉄鋼材料において、体心立方晶(bcc)のフェライト組織(α)やbccを基本格子とするマルテンサイト組織(α')が強磁性であるのに対し、面心立方晶(fcc)のオーステナイト組織(γ)は常磁性である。それ故、 α 相や α' 相の材料を出発とし、この出発材をオーステナイト化後、焼入れた際に残留オーステナイト(γ_R)が生じると、焼入れ材の飽和磁化量は、元の出発材と比較して低くなる。すなわち、 α 相や α' 相を得るための熱処理あるいは冷間加工の工程と γ_R 相を得るための高温からの焼入れ処理の2つの製造工程を組み合わせることによって、同じ化学組成でありながら、強磁性と常磁性の両方の磁気特性を組み合わせる材料を得ることができる。

工業的には、この種の材料は、 α 相や α' 相で成る部品の一部を高温から急冷する部分焼入れ工程を経て、飽和磁化量の高い強磁性の部分(α または α')と飽和磁化量の低い常磁性の部分(γ_R)を併せ持った同じ化学組成から成る一体部品として使用される¹⁻⁴⁾。元々の用途は、小型電磁弁の

磁気回路部品であったため¹⁾、これまでの研究では、磁気回路の高性能化に適した材料の開発を目的として、Fe–17.5mass%Cr–0.5mass%C合金とその類似合金を研究対象としてきた⁵⁻⁷⁾。Fe–17.5mass%Cr–0.5mass%C合金は、 A_{C1} 点以下での焼なましにより強磁性の($\alpha+M_{23}C_6$)相となる。一方、高温に加熱保持して $M_{23}C_6$ を固溶させた状態から焼入れられると、室温で多量の γ_R が得られ常磁性となる⁵⁾。低温環境まで安定な回路特性を保つためには、温度低下に伴う磁気特性の変化を抑制する必要がある。特に、マルテンサイト変態開始温度(M_s 点)以下で $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態が起こると、常磁性が損なわれるので、 M_s 点を低下させる必要がある。また、回路の磁場応答性を高めるためには、強磁性状態での高電気抵抗率化と軟磁性向上が必要となる⁸⁾。それ故、 M_s 点の低下を目的としたFe–17.5mass%Cr–0.5mass%C合金へのNi添加⁵⁾、更には、高電気抵抗率化と軟磁性向上を目的としたFe–17.5mass%Cr–2mass%Ni–0.5mass%C合金へのAlやSiの添加⁷⁾を検討してきた。

近年、この材料の用途は、モータ部品や磁気ねじにも広がりがつつある²⁻⁴⁾。これらの用途においては、一つの部品

平成15年10月31日受付 平成16年2月20日受理 (Received on Oct. 31, 2003; Accepted on Feb. 20, 2004)

* 日立金属(株)冶金研究所 (Metallurgical Research Laboratory, Hitachi Metals Ltd., 2107-2 Yasugi-cho Yasugi 692-8601)

* 2 大阪大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, Osaka University)

の中に必要とされる常磁性の部分の箇所が、小型電磁弁用の磁気回路部品と比較すると多い。そのため、常磁性の部分を製造するための部分焼入れ技術の確立が生産上の課題となる。この課題を克服するための一つの方法として、部分焼入れ時の加熱温度を低くすることが考えられるが、これまで著者らが検討してきた材料を常磁性化するための焼入れ温度は、1423Kと高い⁹⁾。それ故、従来材より低い温度からの焼入れ処理により常磁性となる材料が望まれている。

Fe-Cr-C系合金は、低温での焼なましにより α 相と炭化物を生じ、高温から焼入れることによって γ_R を生じる材料である。このFe-Cr-C系合金に γ 形成元素のMnやNiを添加すると、 γ 相がより安定化するので、焼入れ処理による常磁性化が容易になると期待される。それ故、Fe-Cr-Mn-C系合金やFe-Cr-Ni-Mn-C系合金の飽和磁化量に及ぼす焼入れ温度と構成元素の化学組成の影響を明確にすることは、材料を開発する上での基礎データとして重要である。また、焼入れ温度と化学組成の変化により、 γ_R 量、炭化物の固溶度合、 M_s 点等も変化することが予想されるが、Fe-Cr-Mn-C系やFe-Cr-Ni-Mn-C系合金において、これらの組織変化と飽和磁化量の関連性を議論した報告は見当たらない。それ故、本研究の目的は、Fe-Cr-Mn-C系とFe-Cr-Ni-Mn-C系合金の飽和磁化量に及ぼす焼入れ温度と化学組成の影響を明らかにして適切な材料を開発するとともに、飽和磁化量と材料組織の関連性を明らかにすることである。

2. 実験方法

真空溶解炉により、Table 1に示す9種類の組成の合金を溶製した。#1-#5は、Mn量を一定とし、(Cr, C)量を変動させたFe-Cr-Mn-C系合金である。また、#6-#9は、#3を基本合金としてCr, Mn, C量を一定とし、Ni量を変動させたFe-Cr-Ni-Mn-C系合金である。これらの合金を大気炉中において1443Kで36ks均質化処理後、炉冷した。これらの均質化処理した合金を1273Kに加熱して熱間鍛造を行い、20mm×80mm×400mm程度の鍛造材を得た。この鍛造材をFig. 1aに示す熱履歴により、大気炉中において1053Kで保持後、徐冷処理を施して出発材とした。更に、

出発材より1mm×10mm×20mm程度の小片を切り出し、それらをFig. 1bに示す条件でAr雰囲気炉中において1073-1423Kの温度範囲で0.24ks保持後、水中に焼入れた。これらを焼入れ材と呼ぶ。

出発材および焼入れ材より、飽和磁化量測定用の1mm×4mm×6mmの試験片と組織観察、X線回折用の1mm×10mm×15mmの試験片をそれぞれ切り出した。振動試料型磁束計(VSM)を用いて1(T)の外部磁場下での飽和磁化量 $J(T)$ の測定を行い、走査型電子顕微鏡(SEM)とX線回折装置を用いて、それぞれ組織観察および相同定と γ_R 量測定を行った。

また、出発材より $\phi 3$ mm×10mmの試験片を切り出し、自動変態点測定装置を用いて各種の変態点を測定した。室温から1273Kまで0.083Ks⁻¹の速度で昇温し、加熱時の熱膨張曲線を得た。また、1273Kから0.083Ks⁻¹の速度で室温付近まで徐冷し、徐冷時の熱膨張曲線を得た。これらの

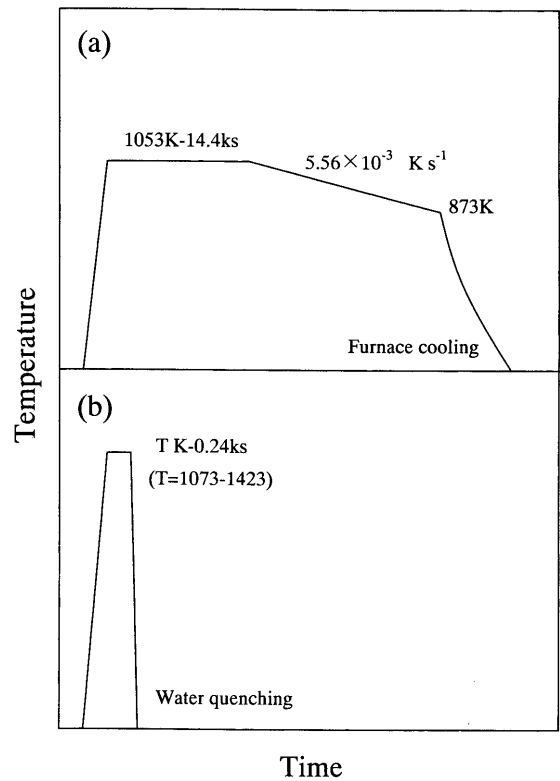


Fig. 1. Schematic diagrams of the heat patterns in this study: (a) a heat treatment for producing the starting materials, (b) quenching treatments from higher temperatures.

Table 1. Chemical compositions of the materials (mass%).

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe	Note
#1	0.89	0.31	1.93	0.007	0.002	-	1.97	Bal.	Effect of (Cr, C) content
#2	0.83	0.31	2.01	0.006	0.002	-	4.04	Bal.	
#3	0.76	0.30	1.95	0.004	0.002	-	5.87	Bal.	
#4	0.69	0.30	1.94	0.004	0.002	-	8.01	Bal.	
#5	0.61	0.27	1.96	0.006	0.002	-	9.92	Bal.	
#6	0.75	0.32	1.98	0.006	0.002	1.04	5.81	Bal.	Effect of Ni content
#7	0.75	0.29	2.02	0.009	0.002	1.51	5.97	Bal.	
#8	0.76	0.32	1.98	0.005	0.003	2.02	5.87	Bal.	
#9	0.75	0.32	2.00	0.004	0.003	3.02	5.88	Bal.	

熱膨張曲線より、加熱時と徐冷時の変態点を決定した。また、試験片を1373Kで0.24ks保持後、Heガスで急冷し、急冷時の変態膨張曲線を得た。この変態膨張曲線より、 M_s 点を決定した。

3. 結果

3.1 出発材の磁気特性とマイクロ組織

出発材の磁性測定、組織観察、相同定の例として、#1, #3, #5, #7, #9材の飽和磁化 J (T), SEM組織, X線回折図形をそれぞれFig. 2-4に示す。出発材の J 値は、1.57-1.75(T)と高く、いずれも強磁性を示している(Fig. 2)。また、出発材の組織には無数の炭化物が観察されており(Fig. 3), これらの炭化物は、#1材で($M_3C+M_7C_3$), #3, #7, #9材で M_7C_3 , #5材で $M_{23}C_6$ と同定されている(Fig. 4)。(Cr, C)量を変化させた#1, #3, #5では、炭化物の種類が変化しているが、Ni量を変化させた#3, #7, #9では、炭化物の種類は変化していない。一方、母相に着目すると、いずれの出発材にもbcc相の回折ピークが検出されている(Fig. 4)。Fig. 2に示す出発材の高い J 値は、強磁性のbcc相によることが分かる。また、Niを含有する#7材と#9材では、bcc相の回折ピークが#1, #3, #5材と比較して広幅化している(Fig. 4d-e)。更に、#9材には、僅かにfcc相も検出されており、Ni量が多いと、 γ 相が生じることが分かる。

出発材を加熱、徐冷した際の変態点をFig. 5に示す。図の上段は、加熱時の変態点(A_{C1} , A_{C3})を示す。#1, #3, #5, #7, #9材の A_{C1} 温度は、Fig. 1aの熱履歴に示す保持温度(1053K)以下である。一方、図の下段は、徐冷時の変態点を示す。#1, #3, #5材では、Fig. 1aに示す徐冷終止温度(873K)より高い温度に A_{C3} 点と A_{r1} 点が存在し、徐冷中にフェライト変態が起こっているのに対し、Niを添加した#7と#9材の変態点は、873Kより著しく低く、ベイナイト

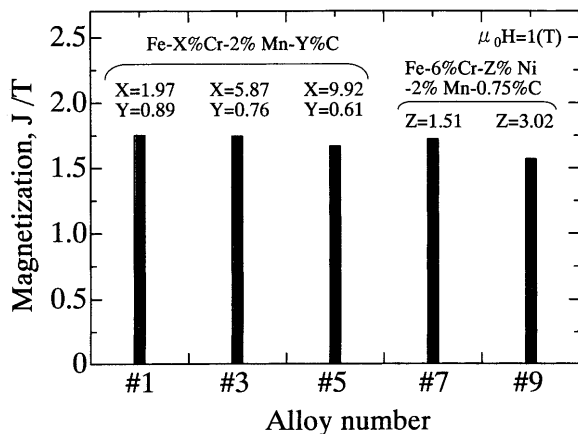


Fig. 2. Saturation magnetization of the starting Fe- X mass%Cr-2.0mass%Mn- Y mass%C and Fe-6.0mass%Cr- Z mass%Ni-2.0mass%Mn-0.75mass%C alloys: (#1) $X=1.97$, $Y=0.89$; (#3) $X=5.87$, $Y=0.76$; (#5) $X=9.92$, $Y=0.61$; (#7) $Z=1.51$; (#9) $Z=3.02$.

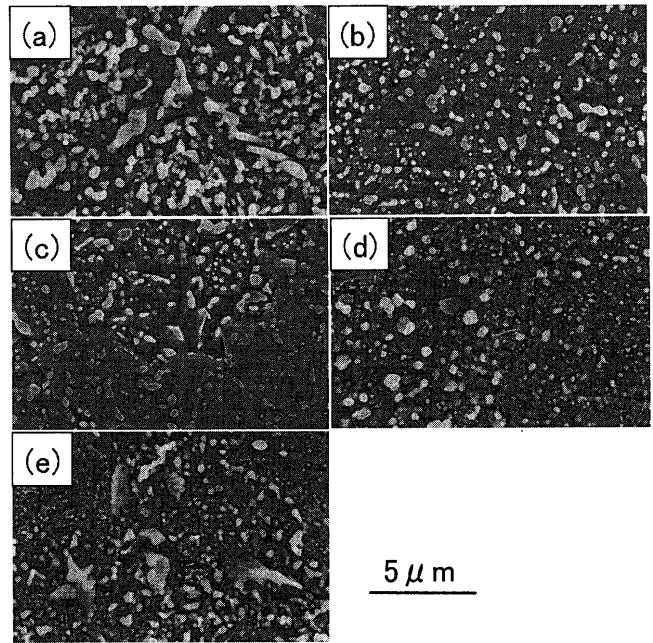


Fig. 3. Microstructures of the starting Fe- X mass%Cr-2.0mass%Mn- Y mass%C and Fe-6.0mass%Cr- Z mass%Ni-2.0mass%Mn-0.75mass%C alloys: (a) $X=1.97$, $Y=0.89$; (b) $X=5.87$, $Y=0.76$; (c) $X=9.92$, $Y=0.61$; (d) $Z=1.51$; (e) $Z=3.02$.

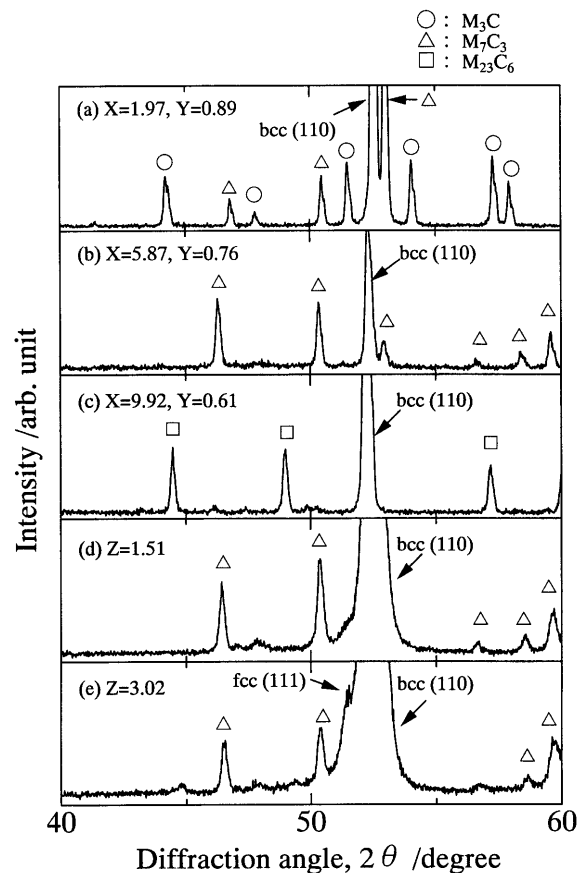


Fig. 4. X-ray diffraction patterns of the starting Fe- X mass%Cr-2.0mass%Mn- Y mass%C and Fe-6.0mass%Cr- Z mass%Ni-2.0mass%Mn-0.75mass%C alloys: (a) $X=1.97$, $Y=0.89$; (b) $X=5.87$, $Y=0.76$; (c) $X=9.92$, $Y=0.61$; (d) $Z=1.51$; (e) $Z=3.02$.

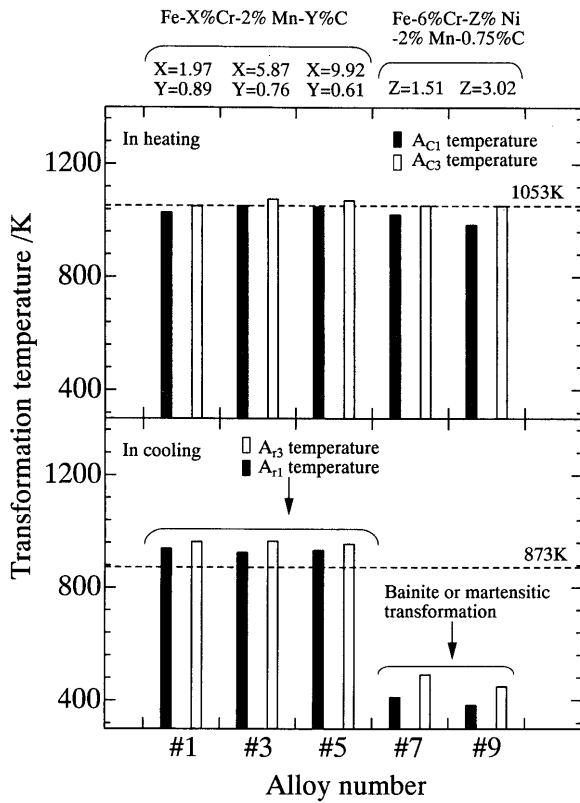


Fig. 5. Transformation temperatures of Fe-Xmass%Cr-2.0mass%Mn-Ymass%C and Fe-6.0mass%Cr-Zmass%Ni-2.0mass%Mn-0.75mass%C alloys: (#1) X=1.97, Y=0.89; (#3) X=5.87, Y=0.76; (#5) X=9.92, Y=0.61; (#7) Z=1.51; (#9) Z=3.02.

あるいはマルテンサイト変態と思われる冷却変態が起きている。

3.2 焼入れ材の磁気特性とマイクロ組織

A_{C3}点より高温から焼入れた各合金の飽和磁化量 (J値) を Fig. 6 に示す。図の上段は、Fe-Cr-Mn-C系合金のJ値であり、下段はFe-Cr-Ni-Mn-C系合金のJ値である。各Fe-Cr-Mn-C系合金においては、J値は、焼入れ温度の上昇とともにS字型に低下しており、特に#1材の様な低Cr、高C組成の合金ほど、低い焼入れ温度域からJ値の低下が始まっている。更に、#1材では1223K以上、#2材と#3材では1323K以上の高い焼入れ温度域で、J値は、ほぼ一定値を示し、低Cr、高C組成の合金ほど、そのJ値は高い値を示している。

一方、Fe-Cr-Ni-Mn-C系合金のJ値も、焼入れ温度の上昇とともにS字型に低下しており、特に#9材の様な高Ni組成の合金ほど、低い焼入れ温度域からJ値の低下が始まっている。ただし、1323K以上の温度範囲では、いずれの合金のJ値も一定値を示している。Fig. 6下段に示す#9材と従来材(Fe-17.6mass%Cr-2.1mass%Ni-0.8mass%Al-0.5mass%C)⁹⁾におけるJ値の焼入れ温度依存性を比較すると、#9材は、1323Kからの焼入れ処理により、0.03 Tの低いJ値を示している。この焼入れ温度は、従来材を常磁性

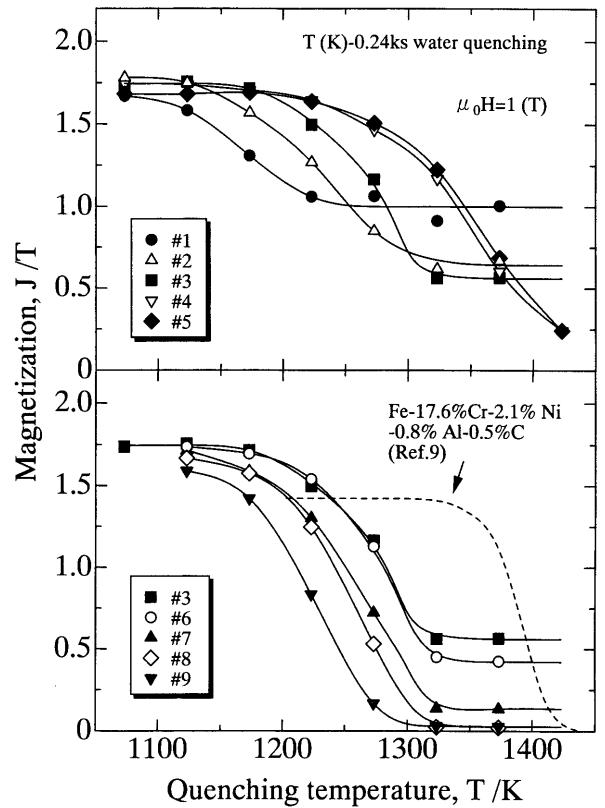


Fig. 6. Quenching temperature dependences of saturation magnetization in Fe-Xmass%Cr-2.0mass%Mn-Ymass%C and Fe-6.0mass%Cr-Zmass%Ni-2.0mass%Mn-0.75mass%C alloys.

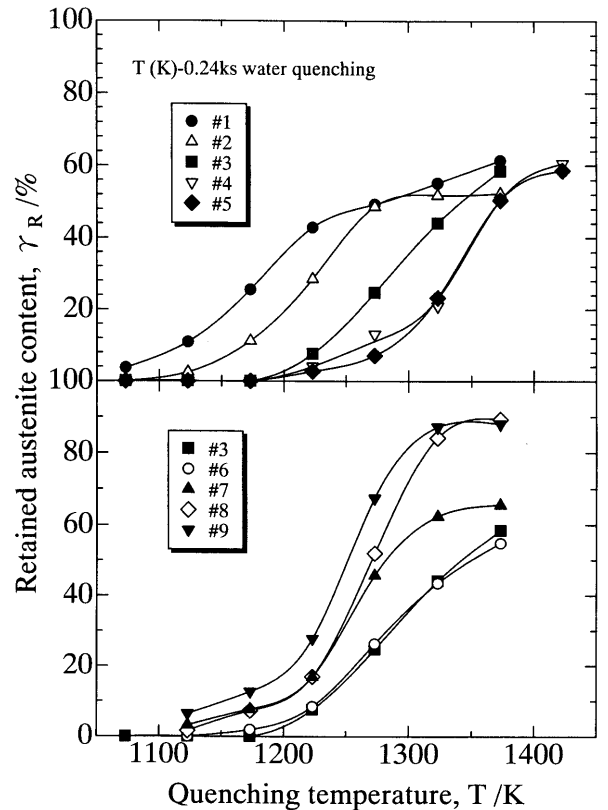


Fig. 7. Quenching temperature dependences of retained austenite content in Fe-Xmass%Cr-2.0mass%Mn-Ymass%C and Fe-6.0mass%Cr-Zmass%Ni-2.0mass%Mn-0.75mass%C alloys.

化するための温度(1423K)と比較して低い。

Fig. 7は、各合金の γ_R 量に及ぼす焼入れ温度の影響を示す。 γ_R 量は、 J 値(Fig. 6)とほぼ裏返しの関係にある。すなわち γ_R 量は、焼入れ温度の上昇とともにS字型に増加し、高温側で増加の度合が緩やかとなっている。また、#1材の様な低Cr、高C組成のFe-Cr-Mn-C系合金、および#9材の様な高Ni組成のFe-Cr-Ni-Mn-C系合金ほど、低い焼入れ温度域から γ_R 量の増加が始まっている。

Fig. 8は、1273–1373Kの温度から焼入れたFe-Cr-Mn-C系合金(#1, #3, #5材)の組織を示す。1273Kからの焼入れ組織(図中a, d, g)では、炭化物が多量に析出していた出発材の組織(Fig. 3a-c)と明らかに組織が異なっている。すなわち、#1材(図中a)の炭化物は、完全に固溶しており、#3材(図中d)と#5材(図中g)では炭化物が観察されるが、その量は出発材より減少している。焼入れ温度が高い1323Kからの焼入れ組織(図中b, e, h)では、#3材

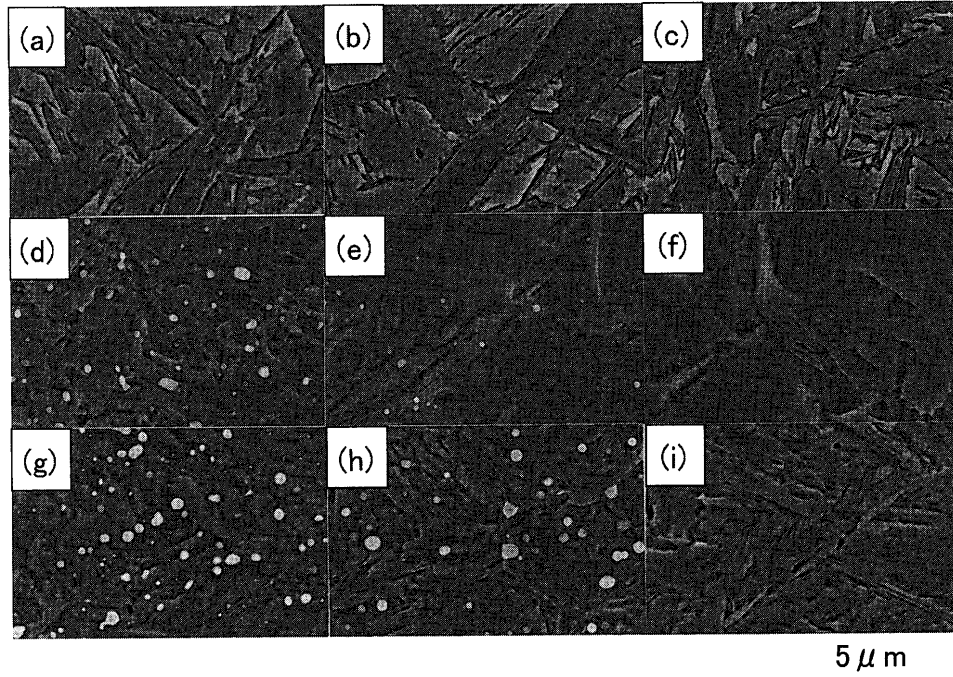


Fig. 8. SEM Micrographs of Fe- X mass%Cr-2.0mass%Mn- Y mass%C alloys quenched from T (K): (a)–(c) $X=1.97$, $Y=0.89$; (d)–(f) $X=5.87$, $Y=0.76$; (g)–(i) $X=9.92$, $Y=0.61$: (a), (d), (g), $T=1273$; (b), (e), (h) $T=1323$; (c), (f), (i) $T=1373$.

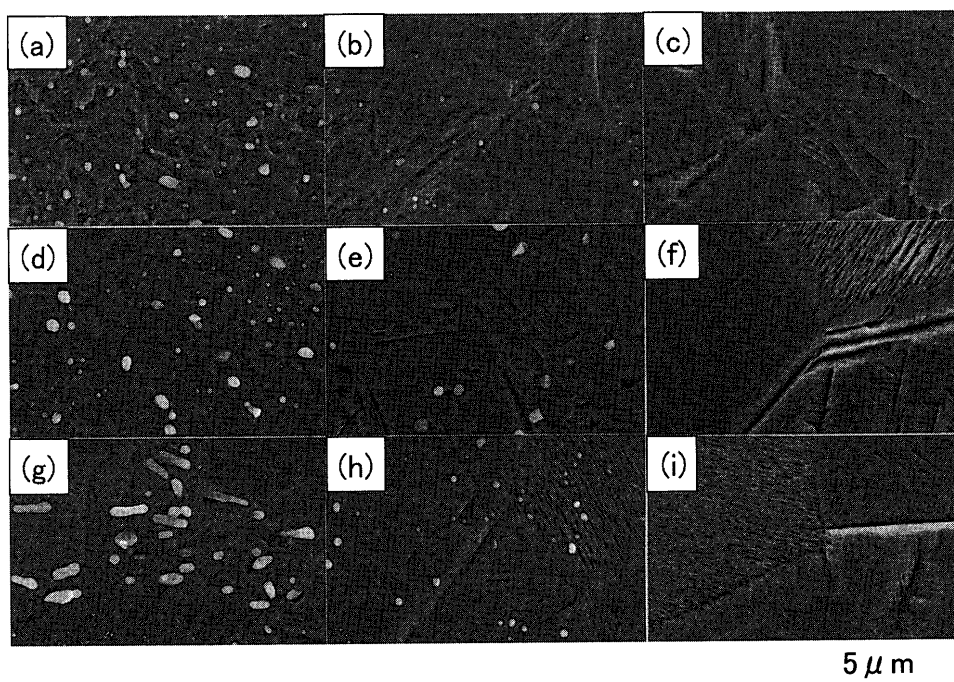


Fig. 9. SEM Micrographs of Fe-6.0mass%Cr- Z mass%Ni-2.0mass%Mn-0.75mass%C alloys quenched from T (K): (a)–(c) $Z=0$; (d)–(f) $Z=1.51$; (g)–(i) $Z=3.02$: (a), (d), (g) $T=1273$; (b), (e), (h) $T=1323$; (c), (f), (i) $T=1373$.

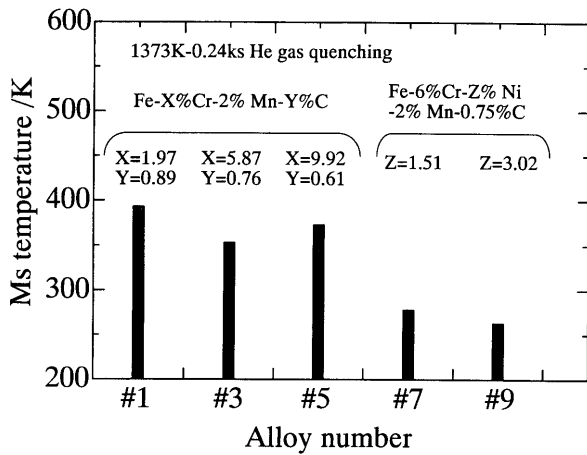


Fig. 10. M_s temperatures of Fe- X mass%Cr-2.0mass%Mn- Y mass%C and Fe-6.0mass%Cr- Z mass%Ni-2.0mass%Mn-0.75mass%C alloys quenched from 1373K: (#1) $X=1.97$, $Y=0.89$; (#3) $X=5.87$, $Y=0.76$; (#5) $X=9.92$, $Y=0.61$; (#7) $Z=1.51$; (#9) $Z=3.02$.

(図中 e) と #5 材 (図中 h) には依然として未固溶炭化物が見られるが、その量を比較すると、#3 材の方が少ない。更に、焼入れ温度が 1373K まで上昇すると (図中 c, f, i), #3, #5 材とも、炭化物が完全に固溶している (図中 f, i)。これらの組織観察より、#1 材の様な低 Cr, 高 C 組成の合金ほど、炭化物の完全固溶温度が低いことが分かる。また、いずれの組織の母相にも表面起伏が観察されている。

一方、Fig. 9 は、1273-1373K の温度から焼入れた Fe-Cr-Mn-C 系合金の #3 材 (図中 a-c) と Fe-Cr-Ni-Mn-C 系合金の #7 (図中 d-f), #9 材 (図中 g-i) の組織を示す。Ni を添加した #7 材や #9 材においても、焼入れ温度の上昇とともに炭化物の固溶が進んでおり、#3 材と同様に 1373K において炭化物が完全固溶している (図中 c, f, i)。また、Ni 量の増加と焼入れ温度の高温化に伴って母相の表面起伏が少なくなっている。図中 f, h, i の組織では、他の組織と比較して結晶粒界が鮮明であり、針状組織が観察される結晶粒と平坦な結晶粒とが混在している。 γ_R 量の測定結果 (Fig. 7) から判断して、組織中に観察される表面起伏や針状組織はマルテンサイト (α') であり、平坦な結晶は残留オーステナイト (γ_R) である。

炭化物が完全固溶した 1373K から焼入れた際の M_s 点を Fig. 10 に示す。(Cr, C) 量を変動させた #1, #3, #5 材の M_s 点は、それぞれ 393K, 353K, 373K と室温より高く、また Ni を含む #7, #9 材の M_s 点は、それぞれ 278K, 263K と室温付近まで低下している。

4. 考察

4.1 出発材の相と組織に及ぼす化学組成の影響

Kuo¹⁰⁾により報告されている 973K での Fe-Cr-C 系平衡状態図によると、(Cr, C) 量が低 Cr, 高 C 組成から高 Cr,

低 C 組成となるに従い、炭化物の種類は、 $M_3C \rightarrow (M_3C + M_7C_3) \rightarrow M_7C_3 \rightarrow (M_7C_3 + M_{23}C_6) \rightarrow M_{23}C_6$ と変化する。Fig. 4(a)-(c)の結果は、この傾向とよく一致している。

一方、Fig. 5 より、各合金の A_{C1} 温度は 1053K 以下であることから、1053K での加熱保持中には、いずれの合金にも γ 相が存在する。しかしながら、Fe-Cr-Mn-C 系の 3 合金 (#1, #3, #5) 材では、1053K から 873K までの徐冷中にフェライト変態が完了するので (Fig. 5), X 線回折結果に fcc 相 (γ) は検出されておらず、検出されている bcc 相は α 相である (Fig. 4a-c)。一方、Ni 添加により、 γ 相の冷却変態温度は、873K より著しく低温側に移行するので (Fig. 5), Ni 添加材の γ 相は、873K まで徐冷しても変態しない。1.5% Ni の #7 材では、残存した γ 相が低温域でベイナイトまたはマルテンサイト (α') に変態するので、X 線回折ピークが広幅になると考えられる (Fig. 4d)。Ni 量が更に高い #9 材 (3% Ni) では、 γ 相がより安定化されるため、若干の γ_R も生じると考えられる (Fig. 4e)。

4.2 Fe-Cr-Mn-C 系合金の飽和磁化量に及ぼす焼入れ温度と (Cr, C) 量の影響

Fig. 6, 7 に示す様に、 J 値と γ_R 量は密接に関係しており、焼入れ温度の高温化に伴う J 値の低下は、常磁性の γ_R 量の増加によると言える。また、低い焼入れ温度域から γ_R 量が増加する低 Cr, 高 C 組成側の合金は、比較的低温で炭化物が固溶することから (Fig. 8), 焼入れ温度の上昇に伴う γ_R 量の増加は、炭化物の固溶が進むことによって γ 相中の Cr, C 濃度が高まり、 M_s 点が低下するためと考えられる。

サーモカルクにより、Cr 量を 2, 6, 10 mass% と変化させた Fe- X mass%Cr-2mass%Mn- Y mass%C 合金の $\gamma/(\gamma + \text{炭化物})$ の相境界を計算した結果を Fig. 11 に示す。この計算結果より、過共析 C 組成の Fe-Cr-Mn-C 系合金において、低 Cr 組成となる程、炭化物の完全固溶温度が低下することが分かる。この傾向は、Tofaute ら¹¹⁾によって報告されている Fe-Cr-C 系の実験状態図と合致している。Fig. 11 より、#1, #3, #5 材における炭化物の完全固溶温度は、それぞれ 1157K, 1304K, 1366K と推定され、低 Cr, 高 C 組成側の合金ほど、炭化物が低温で固溶する結果 (Fig. 8) と合致している。

Fig. 11 より、1373K では #1, #3, #5 とも、炭化物は完全固溶し、 γ 単相になると考えられる。1373K からの焼入れ組織 (Fig. 8 c, f, i) に炭化物が観察されないことは、このことを裏付けている。また、これらの試料に α' 組織が観察されることは、 M_s 点が室温以上に存在することを意味しており、 M_s 点の測定結果 (Fig. 10) と矛盾しない。また、高い焼入れ温度域において、 J 値と γ_R 量がほぼ一定値を示す要因は、炭化物の固溶が完了するので、更に焼入れ温度を高めても γ 母相の組成が変化せず、 M_s 点が低下しなくなるためと考えられる。

Fig. 7 において、(Cr, C) 組成の違いによる γ_R 量の差異が

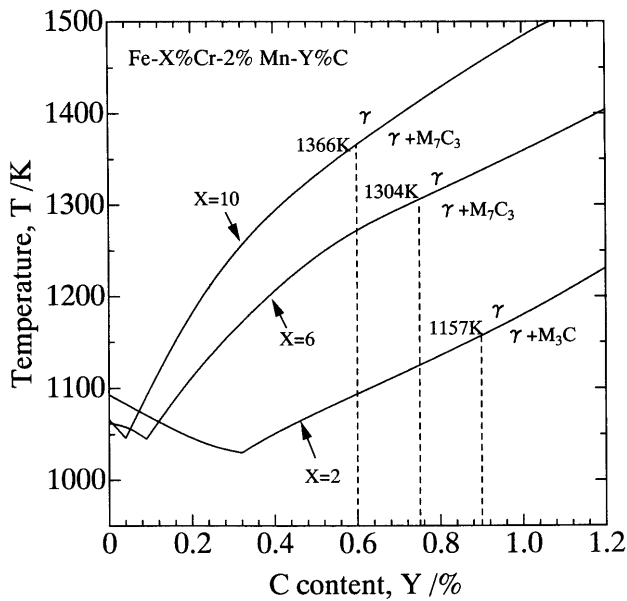


Fig. 11. The $\gamma/(\gamma+\text{carbide})$ phase boundaries in Fe- $X\text{mass}\%\text{Cr}-2.0\text{mass}\%\text{Mn}-Y\text{mass}\%\text{C}$ ($X=2, 6, 10$) alloys calculated by Thermo-calc.

小さくなる 1373K 以上の焼入れ温度域では、 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態により生成される α' 量の差異も小さい筈である。しかしながら、この高い焼入れ温度域において、各合金の J 値は同じレベルとはならず、低Cr、高C組成の合金ほど高い値を示している (Fig. 6)。この結果は、 α' 相の化学組成に依存する現象と考えられる。すなわち、Fe-Cr 二元系合金における α 相の飽和磁化量が Cr 量の増加にともなって低下する現象¹²⁾と同様に、 α' 相においても Cr 量の増加にともなって、 J 値は低下すると考えられる。換言すれば、ほぼ同量の α' 相が生成していても、低Cr組成の α' 相ほど、高い J 値を示すと考えられる。

4.3 Fe-Cr-Ni-Mn-C 系合金の飽和磁化量に及ぼす焼入れ温度と Ni 量の影響

Fig. 6, 7 に示す様に、Ni 添加合金においても焼入れ温度の上昇とともに J 値は低下し、 γ_R 量は増加している。また、Fig. 9 より、焼入れ温度の上昇とともに炭化物の固溶が進んでいることから、焼入れ温度の上昇に伴う J 値の低下 (γ_R 量の増加) は、Fe-Cr-Mn-C 系合金と同様に、炭化物の固溶による M_s 点の低下によると考えられる。

サーモカルクにより、Ni 量を 0, 1.5, 3 mass% と変化させた Fe-6mass%Cr-Zmass%Ni-2mass%Mn-Ymass%C 合金の $\gamma/(\gamma+\text{炭化物})$ の相境界を計算した結果を Fig. 12 に示す。この計算結果より、過共析組成の 0.75 mass% C 組成において Ni 量が増加しても炭化物の完全固溶温度はほとんど変化しない。この結果は、組織観察 (Fig. 9) から妥当と考えられ、各温度で存在する未固溶炭化物の量は、Ni 量が増加してもほとんど変化しないと思われる。すなわち、高Ni組成の合金ほど、低い焼入れ温度域から γ_R 量が増加し始める結果 (Fig. 7) は、Ni 量の違いによる炭化物の固溶度

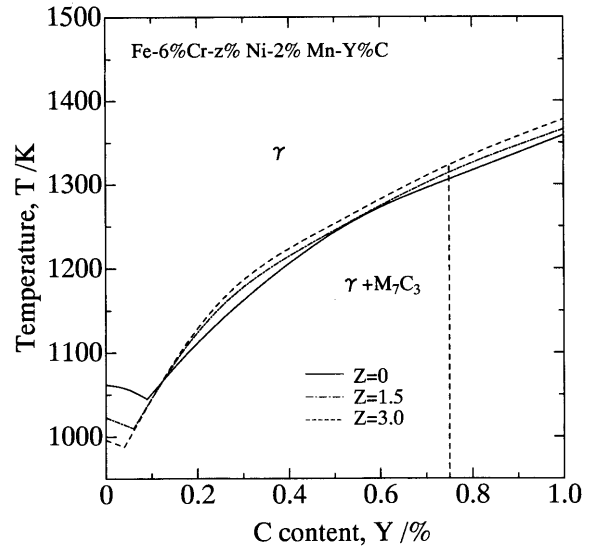


Fig. 12. The $\gamma/(\gamma+\text{carbide})$ phase boundaries in Fe-6.0mass%Cr-Zmass%Ni-2.0mass%Mn-Ymass%C ($Z=0, 1.5, 3.0$) alloys calculated by Thermo-calc.

合の差によるものではなく、 γ 相中の Ni 濃度が高くなることによって M_s 点が低下するためと考えられる。このことは、 M_s 点が Ni 量の増加とともに低下する結果 (Fig. 10) から妥当と言える。

5. 結論

(1) 5 種類の Fe- $X\text{mass}\%\text{Cr}-2\text{mass}\%\text{Mn}-Y\text{mass}\%\text{C}$ ($X=1.97-9.92, Y=0.89-0.61$) 合金と 4 種類の Fe-6mass%Cr-Zmass%Ni-2mass%Mn-0.75mass%C ($Z=1.04-3.02$) 合金を 1053K から徐冷して出発材とした。いずれの出発材も、強磁性の bcc 相と炭化物から成り、1.57-1.75 T の高い J 値を示した。

(2) 各合金の飽和磁化量 (J 値) は、1073-1423K の範囲での焼入れ温度の上昇に伴って低下した。特に、低Cr、高C組成の Fe-Cr-Mn-C 系合金と高Ni組成の Fe-Cr-Ni-Mn-C 系合金ほど、低い焼入れ温度域から J 値が低下した。

(3) Fe-5.9mass%Cr-3.0mass%Ni-2.0mass%Mn-0.75mass%C 合金は、1323K からの焼入れ処理により、0.03 T の低い J 値を示した。この焼入れ温度は、従来材 (Fe-17.6mass%Cr-2.1mass%Ni-0.8mass%Al-0.50mass%C) を常磁性化するための焼入れ温度 (1423K) と比較して低い。

(4) 焼入れ温度の上昇に伴う J 値の低下は、出発組織に存在する炭化物の固溶が進むことによって M_s 点が低下し、常磁性の残留オーステナイト (γ_R) 量が増加することによって起因する。

(5) (Cr, C) 量の変化により、炭化物の完全固溶温度は変化する。低Cr、高C組成の合金ほど炭化物の完全固溶温度は低いので、低い焼入れ温度域から γ_R 量が増加し、 J 値が低下する。

(6) Ni量が増加しても、炭化物の完全固溶温度はほとんど変化しない。Ni量の増加に伴う J 値の低下(γ_R 量の増加)は、各温度での炭化物の固溶度合の差によるものではなく、 γ 相中のNi濃度が高まることによる M_s 点の低下によるものである。

本稿の執筆に際し、貴重なご助言を頂きました元日立金属(株)冶金研究所長の渡辺力蔵博士、ならびに変態点の測定に際し、ご協力頂きました日立金属(株)素材研究所の遠藤誠一氏に感謝申し上げます。

文 献

- 1) K.Takeuchi, S.Sugiura, Y.Katayama, T.Inui and J.Sunakawa: *Materia Jpn.*, **36** (1997), 358.
- 2) M.Mita, N.Hirao and F.Kimura: *J. Magn. Magn. Mater.*, **254-255** (2003), 272.
- 3) S.Yokoyama and H.Sasaki: *Hitachi Metals Tech. Rev.*, **19** (2003), 57.
- 4) M.Mita: *J. Appl. Phys.*, **91** (2002), 6997.
- 5) S.Yokoyama and T.Inui: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 222.
- 6) S.Yokoyama, T.Inui and Y.Minamino: *J. Mater. Sci.*, **38** (2003), 4535.
- 7) S.Yokoyama, T.Inui, Y.Minamino and N.Tsuji: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 803.
- 8) Y.Honkura and H.Fujii: *Tetsu-to-Hagané*, **77** (1991), 840.
- 9) S.Yokoyama and Y.Minamino: *J. Mater. Sci.*, submitted.
- 10) K.Kuo: *J. Iron Steel Inst.*, **173** (1953), 363.
- 11) W.Tofaute, C.Küttner and A.Büttinghaus: *Arch. Eisenhüttenwes.*, **9** (1936), 607.
- 12) 第3版鉄鋼便覧第I巻基礎, 日本鉄鋼協会編, 丸善, 東京, (1981), 322.

1) K.Takeuchi, S.Sugiura, Y.Katayama, T.Inui and J.Sunakawa: *Materia*