

酸化物含有焼結鉄圧延板の機械的性質*

鈴木 良和**・矢部 勝昌**・西川 泰則**・西田 恵三***

Mechanical Properties of Sintered Iron Sheets Containing Dispersed Oxide Particles

Yoshikazu SUZUKI, Kastumasa YABE, Yasunori NISHIKAWA, and Keizo NISHIDA

Synopsis:

Oxide (SiO_2 or Al_2O_3) particles were embedded to iron powder, and they were pressed, sintered at 850°C for 1 hr in a hydrogen atmosphere, rolled and annealed. The recrystallized grain size and the textures of the sheets were examined, and the relationship between these characteristics and tensile properties of the sheets were discussed.

Effects of fine oxide particles added (amorphous SiO_2 and $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$: about 200\AA) on the mechanical properties of the sheet were found to be remarkably high comparing with those of larger size ($\alpha\text{-SiO}_2$ and $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$: about $2\ \mu\text{m}$). In this case, the elongation decreased in general owing to fine recrystallized grain size in the matrix, although its increase appeared in the range of 0.4~0.7 vol. % addition in iron sheets. This fact suggested that the elongation was affected by the annealing texture which had been changed by additive content in the sheet.

As a result, it was found that the dispersed oxide particles and the restraint of recrystallization of the sheet by these particles improved the strength of the sheet, and exerted a major influence on the other mechanical behaviours. Moreover, it was considered that a compound was formed at the interface between iron and oxide (SiO_2 or Al_2O_3) during the sintering process.

1. 緒 言

一般に鉄鉱石中に脈石成分として SiO_2 , Al_2O_3 , CaO , TiO_2 および MgO などの化合物が多く含まれ、直接還元後にこれらの脈石成分は不純物として還元鉄中に残留する。したがって、現在、粉末冶金用原料として要求されている純度の高い還元鉄粉は、脈石含有量の少ない鉄鉱石（たとえばヘガネス鉄粉原料）やミルスケールを原料としており、実用面では原料が大量に得られない難点がある。

高純度の鉄粉から得られた高密度焼結鉄板の性質について著者らの一人はこれまで報告²⁾³⁾ しており、また酸化物を含有する合金鋼における分散効果については大黒らの報告⁴⁾⁵⁾ がある。さらに冷延鋼板の再結晶粒に対する含有酸素の影響については藤井ら⁶⁾ や武智⁷⁾ らの報告があるが、純鉄の機械的性質に与える含有酸化物の影響についての系統的な報告はみられない。著者らは、一般

に製鉄用原料として使われている鉄鉱石から、流動還元などの直接製鉄法により得られる還元鉄粉が粉末冶金に使用される場合、還元鉄に残留する脈石成分が製品の物性に与える影響を調べることにより、これらの含有許容量と、成分の効率的な調整による物性への効果を明らかにすることが必要であると考え、その基礎的な検討を試みた。今回は鉄鉱石中に多く含まれているシリカ、アルミナを、それぞれ純鉄粉に混合し、成形後焼結した圧延焼鈍板の機械的性質について、おもに引張り試験で調べ、さらに焼結鉄と酸化物との界面における反応性について2、3の知見を得たので報告する。

2. 実験方法

試料の作製には、Table 1に示した成分と粒径の市販のカルボニル鉄粉と、混合酸化物として市販の $\alpha\text{-quartz}$ と $\alpha\text{-アルミナ}$ および極微粒の無定形シリカと $\gamma\text{-アルミナ}$ を用いた。鉄粉と一定量の酸化物をできるだけ均一に

* 昭和52年10月本会講演大会にて発表 昭和53年4月14日 受付 (Received April 14, 1978)

** 北海道工業開発試験所 (The Government Industrial Development Laboratory, Hokkaido, 41-2 Higashitsukisamu Toyohira-ku Sapporo 061-01)

*** 北海道大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Hokkaido University)

Table 1. Chemical composition of iron and component of oxide particles.

Metal powder	Chemical composition (%)										Average size (μ)
	Fe	Ni	Mo	Mn	Si	C	O	S	P	N	
Carbonyl iron	bal.	0.01	0.01	0.01	0.03	0.03	0.16	0.01	0.001	0.01	2.0

Oxide particles	Component (%)						Average size (μ)
	Al ₂ O ₃	SiO ₂	HCl	Fe ₂ O ₃	TiO ₂	NaO	
Amorphous SiO ₂	<0.05	>99.8	<0.025	<0.003	<0.03		0.012
γ -Al ₂ O ₃	>97	<0.1	<0.5	<0.2	<0.1		0.020
α -SiO ₂		99.9					1.5
α -Al ₂ O ₃	99.9					<0.05	2.0

なるよう混合するため、これらをめのう乳鉢でよく混ぜた後円筒状の容器に入れ、8字型に振動する混合機で、30 min 混合し、それを 3 t/cm² の圧力で厚さ約 3.3 mm 幅 5.8 mm、長さ 96.7 mm に成形し、水素中 850°C で 1 h 焼結した。それに対して圧延と 700°C、1 h の焼鈍処理を数回くり返すことにより約 0.3 mm の板材 (全圧下率: 90%) に仕上げた。最終焼鈍温度は 700°C または 850°C で、いずれの場合も 1 h 処理した。なお、適正な試験片が得られる酸化物の混合許容量は、 α -シリカでは ~4.3 vol%, α -アルミナでは ~7.8 vol%, また無定形シリカと γ -アルミナではいずれも ~2.1 vol% の範囲であり、これらの量を越えたもの (+0.7 vol% の範囲) は、圧延と焼鈍をくり返して薄板にする間に割れが生じた。

これら圧延焼鈍板 (圧延方向に 90° 方向の試片) を、インストロン型試験機により、クロスヘッド速度 0.2, 2.0 mm/min で引張り試験をおこなった。

圧延焼鈍板の結晶粒径は光学顕微鏡写真上で測定し、酸化物の分散状態については光学顕微鏡ならびに 100 kV の透過電子顕微鏡で観察した。

圧延焼鈍板の集合組織の解析は磁気トルク計を用い、試片を直径 20 mm の円板に切りぬき磁気トルク曲線を求め、前報告²⁾ と同じ要領でおこなった。

酸化物を混合した焼結鉄における反応生成物の確認は、次のようにおこなった。酸化物を板状に成形したものを鉄粉の充填体の中に入れて、水素中で 850°C、1 h 加熱した場合のもの、焼結鉄板の表面に酸化物を、アルゴンガスによるパタリング法³⁾ で薄くコーティング (数 10 Å) したのち、水素中で 900°C、4 h 加熱したものをそれぞれ準備した。これらの試料のうち、前者は酸化物が接触していた焼結鉄の表面を、また後者は酸化物をコーティングした面をそれぞれ XPS (X 線励起光電子分光) により分析した。分析は励起 X 線として AlK α

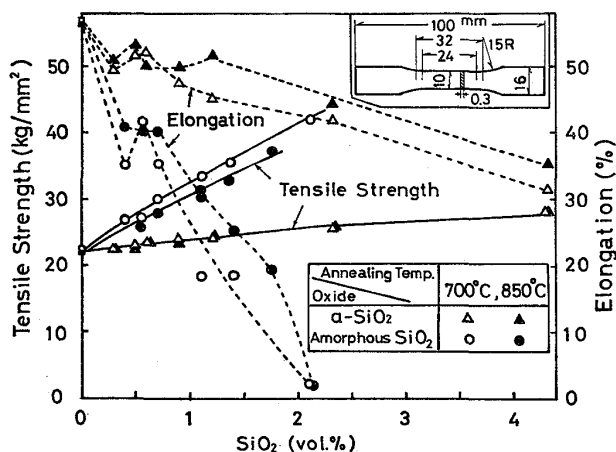


Fig. 1. Relation of tensile strength and elongation to additive SiO₂ contents in sintered iron sheets, and dimension of test piece used.

線をもちいておこない、試料表面に薄く金を蒸着してチャージ・シフトの補正⁴⁾をした。

3. 実験結果と考察

3.1 酸化物の混合量による引張り強さと伸び率の変化

引張り強さと伸び率に対するシリカの混合量の影響について Fig. 1 に示す。なお試片の寸法は図中に示した。

混合量の増加とともにいずれも引張り強さは増すが、無定形シリカを混入した方がその傾向は著しい。伸び率もこれに対応してこの場合の減少が著しい。焼鈍温度の高い 850°C の場合は、 α -シリカについて引張り強さの差異は認められないが、無定形シリカでは 700°C の場合より低い傾向を示し、一方、伸び率についてはいずれも焼鈍温度の高い方が高い傾向を示している。

アルミナの場合についての同じような結果を Fig. 2

に示す。この場合も、シリカと同様、極微粒の γ -アルミナの方が混合量増加にともなう引張強さの増加が著しく、これに対応して伸び率の著しい減少が認められる。

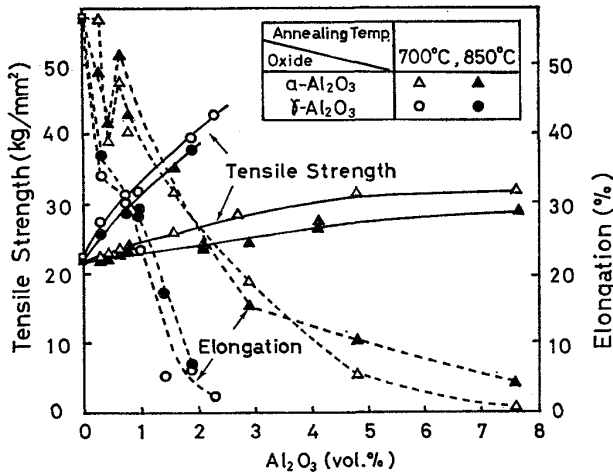
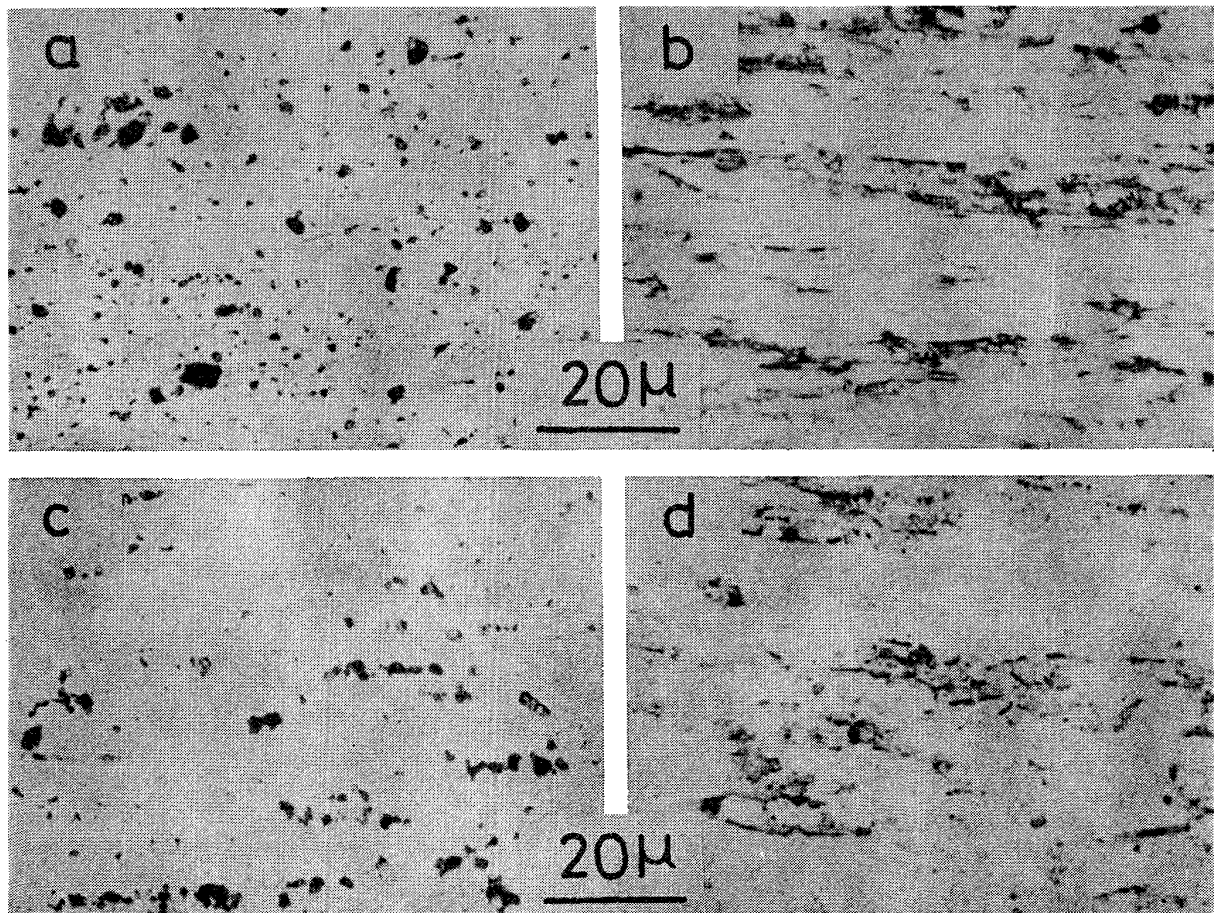


Fig. 2. Relation of tensile strength and elongation to additive Al₂O₃ contents in sintered iron sheets.

また焼鈍温度の高い 850°Cの方が引張り強さが幾分低く、伸び率は幾分高い。これは焼鈍温度による再結晶粒の成長の差異によるものと思われる。なお α -アルミナの場合の伸び率の変化は、 α -シリカの場合に比べて同じ混合量に対し減少が著しい。

3.2 酸化物の混合量による再結晶粒への影響

冷延鋼板の焼鈍工程で含有酸素による介在物または微細な析出物が再結晶粒の成長を著しく阻止することはすでに報告⁶⁾⁷⁾されているが、ここでは鉄粉に酸化物を混合した焼結後の板材についてその影響を調べた。圧延焼鈍板における混合酸化物の分散状態を Photo. 1 に示す。いずれも酸化物を 0.8 wt% 混合し、850°Cで1 h 焼結後圧延と 700°C 焼鈍により薄板にしたものであるが、それぞれ vol% に換算して示した。Photo. 1 では混合酸化物の分散は、特に無定形シリカと γ -アルミナの場合、圧延方向 (写真の左右方向) にそつて層状分布がみられる。また、鉄の再結晶粒については、Photo 2 に示すとおり、 α -シリカ、 α -アルミナを混合した場合に



(a) 2.3 vol. % α -SiO₂. (b) 2.8 vol. % amorphous SiO₂.
(c) 1.6 vol. % α -Al₂O₃. (d) 1.9 vol. % γ -Al₂O₃.

Photo. 1. Optical photograph of the dispersed oxides in sintered iron sheets. (Sintered at 850°C for 1 h and annealed at 700°C for 1 h.)

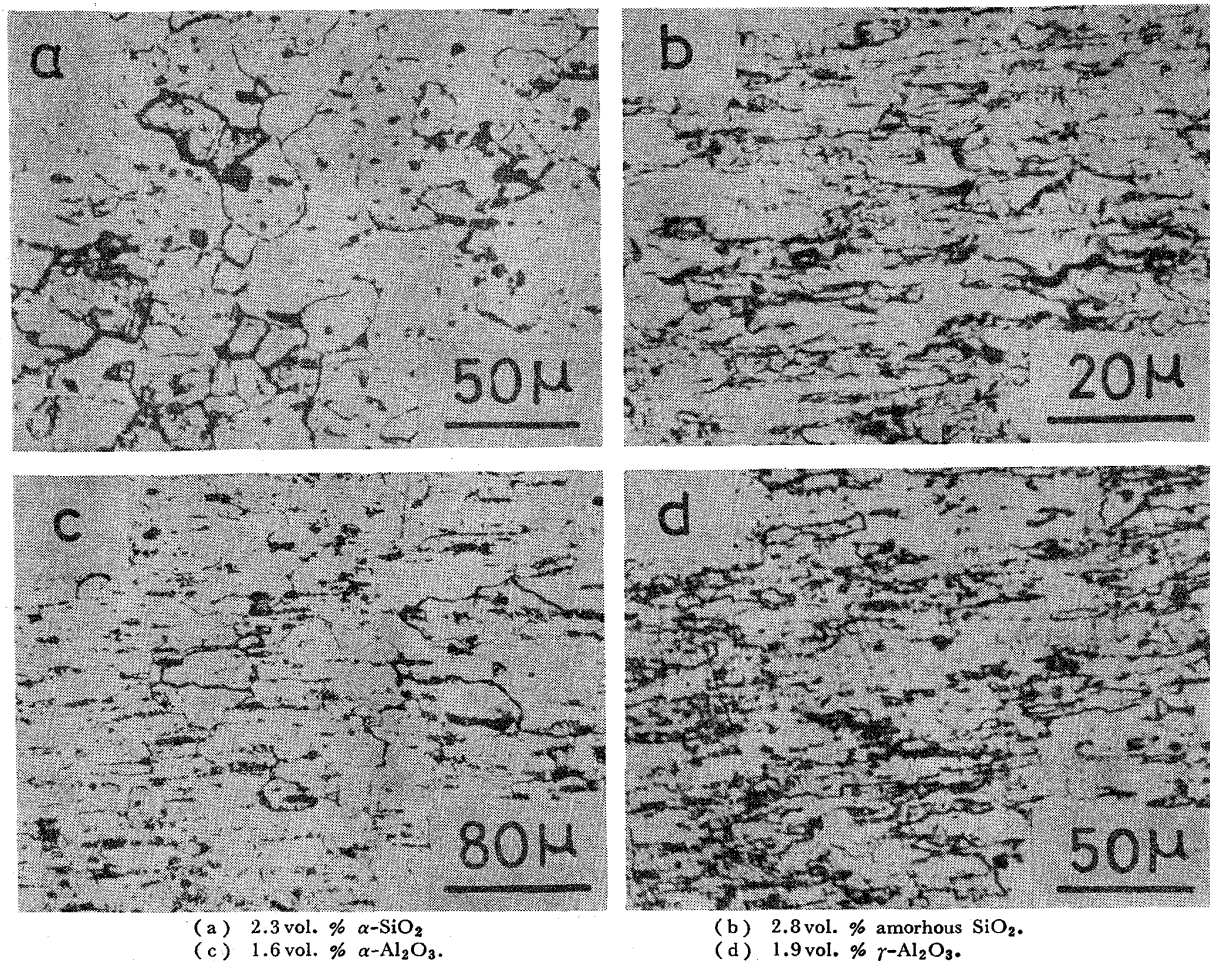


Photo. 2. Optical photograph of the grain size of sintered iron sheets containing oxides. (Sintered at 850°C for 1 h and annealed at 700°C for 1 h.)

比べ、極微粒の無定形シリカ、 γ -アルミナのいずれの場合も小さく、さらに圧延方向に細長くなり、これに垂直方向への粒子の成長が抑えられているようすが認められる。

酸化物の混合量の比較的少ない場合の圧延焼鈍板試料の透過電子顕微鏡による観察結果を Photo. 3 に示す。 α -シリカ、 α -アルミナの粒子径の大きなものは、試料を薄膜に研磨する段階で欠落するため、ここでは、比較的小さな粒子の酸化物が観察されているが量は少なく、Photo. 2 にみられるように、粒子の大きな酸化物は再結晶の粒内および粒界に分散している。一方、極微粒の無定形シリカ、 γ -アルミナの場合はいずれも細かく分散して粒内および粒界に存在するため、混合量が増加するに従い焼鈍処理による粒界の移動が強く抑えられ再結晶粒の成長が著しく抑制されるようになるものと考えられる。

これらの圧延焼鈍板の再結晶粒の平均粒径を求め、おのおの酸化物の混合量との相関について、シリカの場合

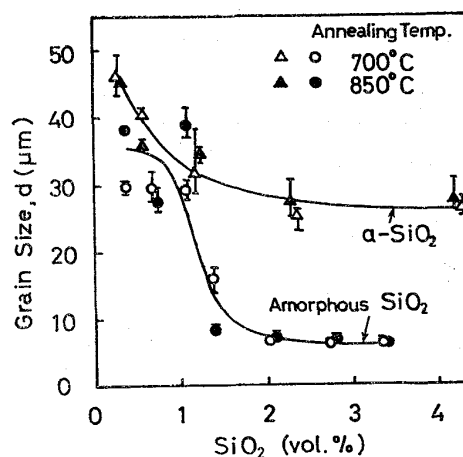


Fig. 3. Effect of additive SiO₂ contents on the grain size of sintered iron sheets.

合を Fig. 3 に、アルミナの場合を Fig. 4 にそれぞれ示す。いずれの場合も α -シリカおよび α -アルミナを混合した試料に比べて無定形シリカおよび γ -アルミナ混合の場合では、約 1.2~1.4 vol. % 以上で鉄の再結晶粒

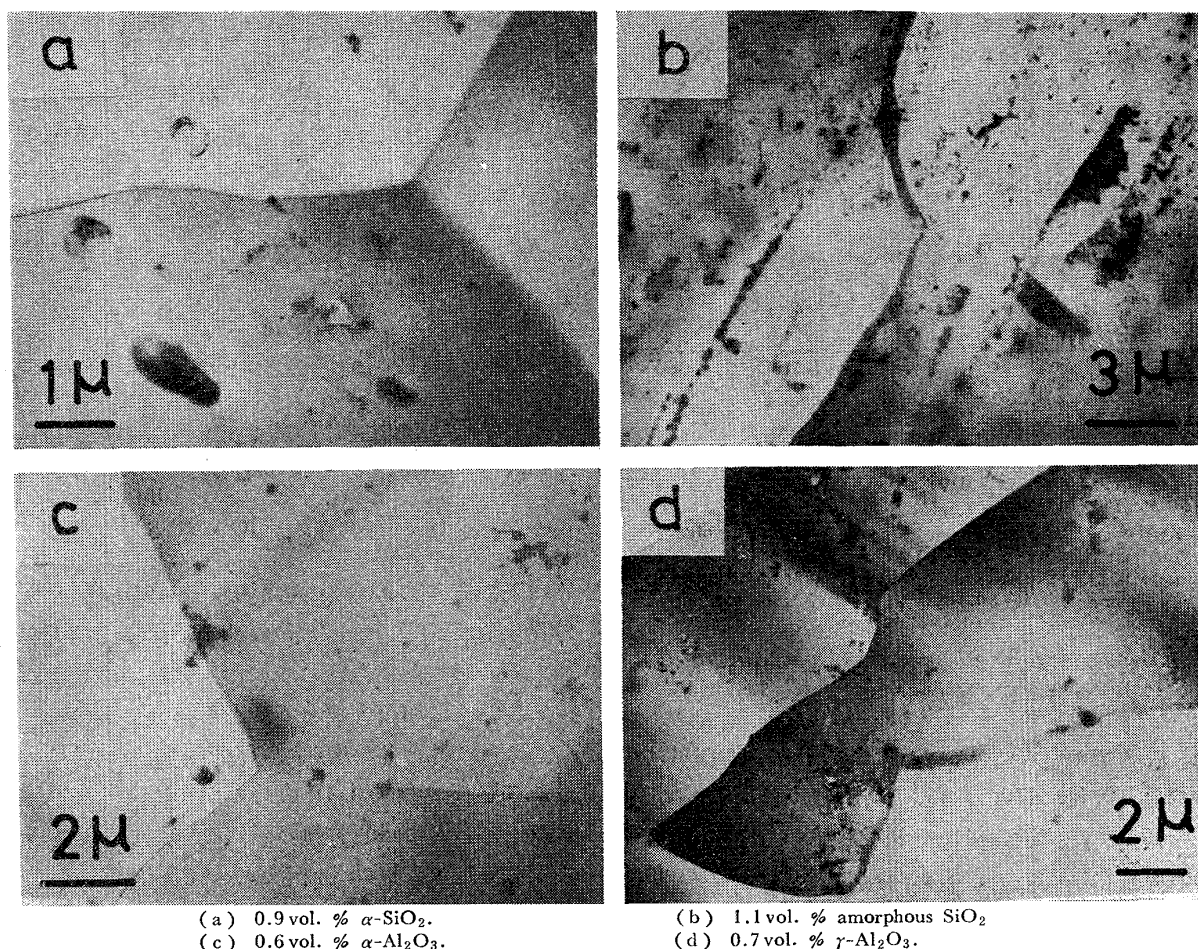


Photo. 3. Microstructure of sintered iron sheets containing oxides. (Sintered at 850°C for 1 h and annealed at 700°C for 1 h.).

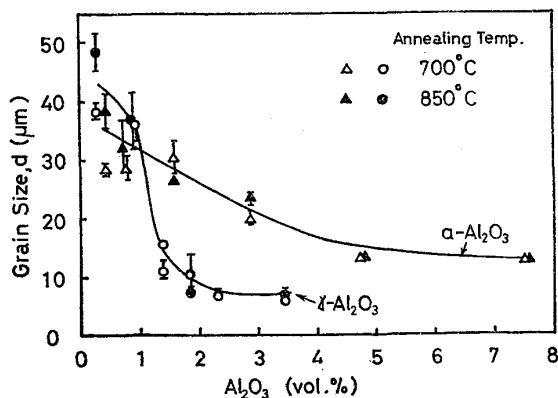


Fig. 4. Effect of additive Al₂O₃ contents on the grain size of sintered iron sheets.

の成長に対する抑制効果が著しくなっている。なお、α-シリカ混合の場合に比べ α-アルミナ混合の場合の抑制効果は強いことが認められる。

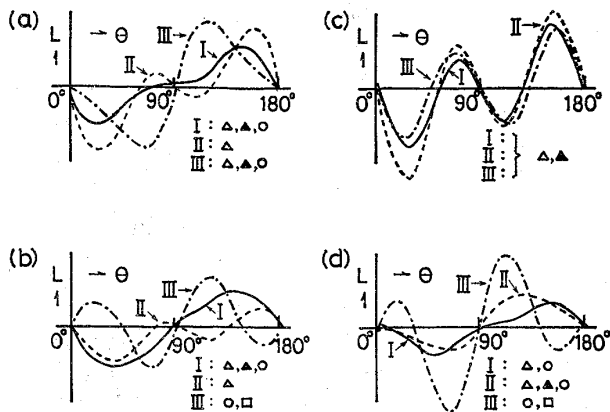
3.3 集合組織の変化と伸び率への影響

一般に引張り強さの増加に伴い伸び率は減少する。しかし Fig. 2 および 3 でわかるように混合量が α-シリ

カ 0.35~1.2 vol%, 無定形シリカ 0.4~0.7 vol%, また α-アルミナ, γ-アルミナいずれも 0.3~0.7 vol% の範囲において伸び率の減少が停滞または増加の傾向を示しており、これについて集合組織との関連で検討した。

おのおのの酸化物を混合した全圧下率 90% の焼結鉄圧延焼鈍板について、混合量の違いによる磁気トルク曲線の差異を Fig. 5 (a~d) にそれぞれ示す。武智らの報告⁷⁾では、酸素量が 0.009~0.068wt% の範囲で 68~80% 冷延後の焼鈍板について調べた結果、酸素量の高いものは r 値の面内異方性が大きいことと対応して goss 方位が認められており、またカルボニル焼結鉄 (酸素量: 0.024 wt%) では全圧下率 90% (1次圧下率 50%, 2次圧下率 85%) の焼鈍板にも前報²⁾で示したように goss 方位がみられ、面内異方性が認められ、さらに全圧下率 95% (2次圧下率 90%) の場合は面内等方位性に変化した。

前報で示したように磁気トルク曲線には、(111)[110] および (111)[112] 方位による影響はほとんどあられ



(Δ : (110)[001], \blacktriangle : (110)[110], \circ : (211)[011],
 \square : (100)[011])

- (a) α -Al₂O₃ (I: 0.3 vol. %, II: 0.6 vol. %, III: 7.6 vol. %)
 (b) γ -Al₂O₃ (I: 0.3 vol. %, II: 0.5 vol. %, III: 1.9 vol. %)
 (c) α -SiO₂ (I: 0.3 vol. %, II: 2.3 vol. %, III: 4.0 vol. %)
 (d) amorphous SiO₂ (I: 0.4 vol. %, II: 0.9 vol. %, III: 1.4 vol. %)

Fig. 5. Magnetic torque curves of sintered iron sheets as oxides added.

ないが、ここでは goss 方位の (110)[001]、および (110)[110]、(211)[011]、(100)[011] の各方位成分について前回示した要領で、実験的に得られた曲線から考察した。

Fig. 5 (a) には α -アルミナ混合の圧延板を 700°C、1 h 焼鈍した場合の磁気トルク曲線を示す。0.3 vol% で得られる曲線は (110)[110]、(110)[001]、(211)[011] の各方位成分が、また、0.6 vol% の曲線は (110)[001] 方位成分がそれぞれ多い場合にあらわれ、7.6 vol% の曲線は 0.3 vol% の場合に比べ、(110)[110]、(110)[001] の各方位成分が少なくなり、(211)[011] 方位成分が多くなると得られる曲線に似ている。Fig. 5 (b) には γ -アルミナ混合の場合を示す。0.3 vol%、0.5 vol% では α -アルミナの場合とほぼ同じ傾向を示すが、1.9 vol% では (211)[011]、(100)[011] の各方位成分の合成で得られる曲線を示している。Fig. 5 (c) は α -シリカ混合の場合であるが、混合量が 0.3~4.0 vol% の広い範囲にわたって goss 方位の強い場合にあらわれる曲線に著しい変化はみられない。Fig. 5 (d) は無定形シリカ混合の場合で、0.4 vol% のものは 0.3 vol% α -アルミナの場合に、さらに 1.4 vol% のものは 1.9 vol% γ -アルミナの場合に得られる曲線に類似している。したがって、おのおのの氧化物混合による圧延焼鈍板の面内異方性は、混合量増加にともなつて (110)[001] 成分の増加による影響を受け、さらに混合量が増加すると α -アルミナの場合は (211)[011] 成分に、 γ -アルミナ、無定形シリカの場合は、(211)[011] 成分と (100)[011] 成分による影響を受けることが考えられる。すなわち引張り試

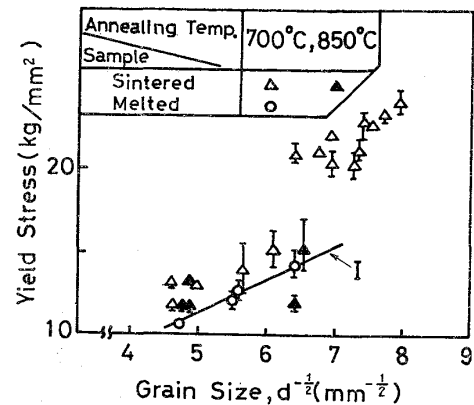


Fig. 6. Relations between yield stress and grain size of sintered or melted iron sheets. (I: Slope of melted sheet)

片は圧延方向に 90° 方向に切り出しているため、氧化物の混合量が約 0.3~1.2% の範囲では、圧延方向および 90° 方向の面内異方性の増加が、伸び率の減少の一時停滞あるいは増加の現象としてあらわれたものと思われる。さらに混合量が増加するにともない (211)[011] 成分の増加と (100)[011] 成分の出現により、再結晶粒の微細化とともに 45° 方向の面内異方性が重なって伸び率を急激に減少したと思われる。なお α -シリカ混合の場合、混合量増加にともなう伸び率の減少が著しくないのは集合組織による影響が少ないためと考えられる。

3.4 分散強化への効果

3.4.1 降伏応力(0.2% 耐力)についての検討

一般に金属中に析出物または氧化物が分散している場合についての降伏応力(0.2% 耐力)の増加と分散粒子による加工硬化について、理論的な解析が試みられている¹⁰⁾¹²⁾。合金鋼の場合についても氧化物の分散による降伏応力の増加が観察されており⁵⁾ここでは焼結鉄の場合について PETCH の式¹³⁾($\sigma_y = \sigma_0 + K_y d^{-1/2}$)にもとづいて検討した。ここで σ_y は降伏応力、 σ_0 は結晶粒径に無関係な応力、 K_y は常数、 d は結晶粒径をそれぞれ示す。Fig. 6 には溶解鉄および純鉄粉からの焼結鉄圧延焼鈍板について、また Fig. 7 には α -シリカまたは無定形シリカをそれぞれ混合した場合、Fig. 8 には α -アルミナまたは γ -アルミナをそれぞれ混合した場合についての降伏応力(0.2% 耐力)の結晶粒度依存性を示す。Fig. 6 では溶解鉄の場合に得られる降伏応力のプロットから求まる直線に比べ ($K_y = 1.9 \text{ kg/mm}^{3/2}$) 結晶粒度の大きいところで焼結鉄の場合に得られるプロットの値は、焼鈍温度が 700°C、850°C のいずれについてもばらつきは大きい直線にそつた分布の傾向を示す。一

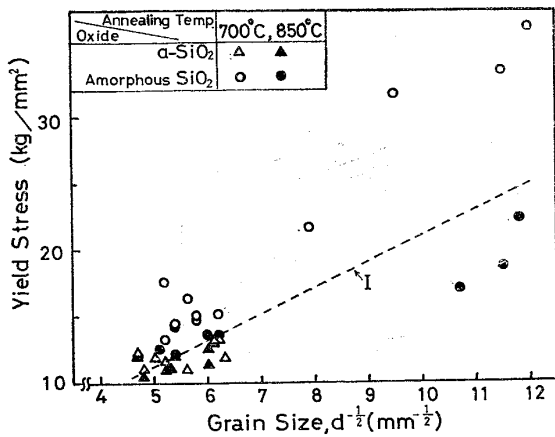


Fig. 7. Relations between yield stress and grain size of sintered iron sheets containing α - SiO_2 or amorphous SiO_2 .

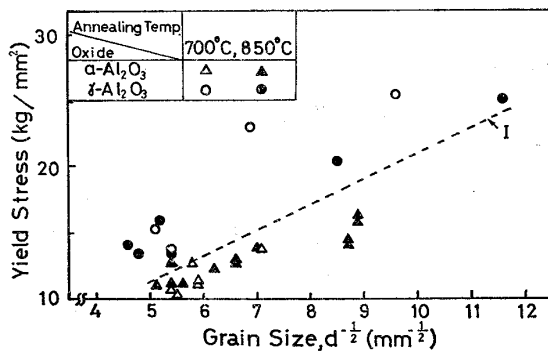


Fig. 8. Relations between yield stress and grain size of sintered iron sheets containing α - Al_2O_3 or γ - Al_2O_3 .

方、結晶粒度の小さいところでは明らかに直線より上の方にプロットの分布が認められ、焼結鉄圧延板の700°C焼鈍したものの降伏応力が大きいことを示している。Fig. 7のシリカ、Fig. 8アルミナの場合についても、無定形シリカ、 γ -アルミナ混合の焼鈍温度700°Cのものについては、Fig. 6で得られた直線の上の方に分布しており、また粒子径の大きな α -シリカ、 α -アルミナを混合したものおよびいずれの場合についても850°Cで焼鈍したものは、直線上またはこれより幾分下側に分布しているのが認められる。

酸化物を混合しない純鉄粉からの焼結鉄を700°Cで焼鈍した場合、酸化物を混合した場合と同様に降伏応力が高くあらわれるのは、純鉄粉の表面に存在する酸化被膜層が未還元のまま一部残留し、または焼結後空气中で再酸化によりわずかに生じる酸化物が、降伏応力に対して影響しているものと思われる。なお、混合酸化物が降伏応力に影響をおよぼす原因として、焼結鉄圧延板中に含まれる微量炭素と混合酸化物の微量酸素が、水素中に

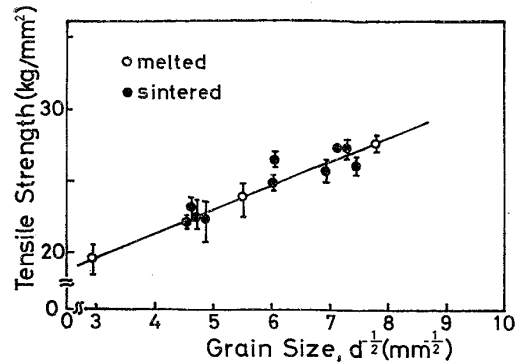


Fig. 9. Relation between tensile strength and grain size of sintered or melted iron sheets.

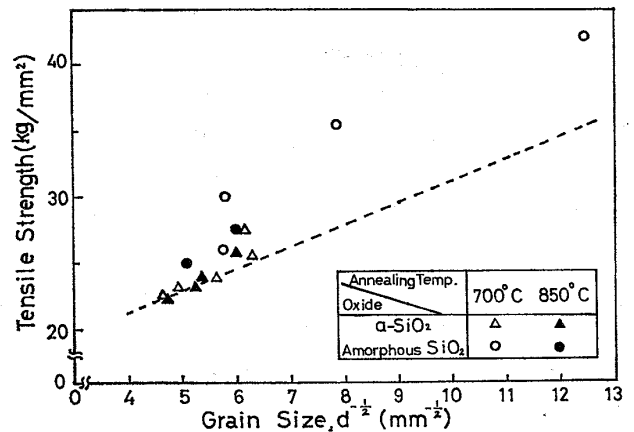


Fig. 10. Relations between tensile strength and grain size of sintered iron sheets containing α - SiO_2 or amorphous SiO_2 .

おける焼鈍過程で反応を起こす(脱炭および脱酸)ことが考えられ¹⁴⁾¹⁵⁾、詳細についてはさらに検討が必要と思われる。

3.4.2 引張り強さの結晶粒度依存性

引張り強さと結晶粒度との相関から酸化物の混合量による分散強化への効果について検討した。はじめに純鉄粉からの溶解鉄および焼結後の圧延焼鈍板について、焼鈍温度の違いから再結晶粒を変化させ、引張り強さに対する結晶粒度依存性について調べた結果をFig. 9に示す。Fig. 9から一定の勾配の直線が求められ、Petchの式にもとづいた流動応力との相関が得られる。ここでは前述のような降伏応力の場合に示された溶解鉄と焼結鉄との間の相違がみられないのは、焼結鉄中に残留すると思われる酸化物が微小、かつ微量なため、流動応力が加工硬化を与える領域ではその効果が小さいためにあらわれなかつたものと考えられる。Fig. 10にはシリカの種類と混合量の違いから得られた引張り強さの値を同様にプロットした場合の結果を示す。 α -シリカの場合は、

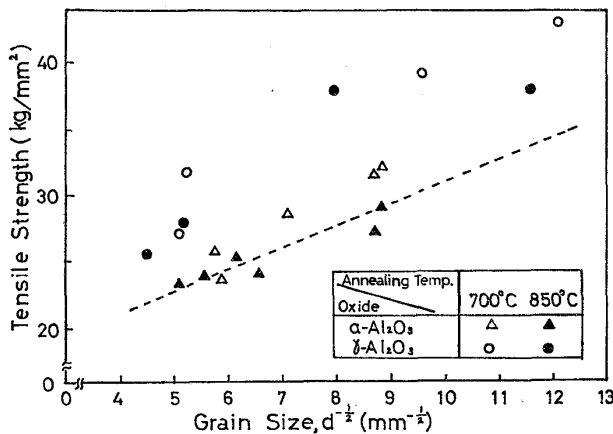


Fig. 11. Relations between tensile strength and grain size of sintered iron sheets containing α -Al₂O₃ or γ -Al₂O₃.

Fig. 9 で得られた直線 (点線) 上にほぼのついているが、無定形シリカの場合は引張り強さの高い方に大幅にずれているのが認められる。さらに、Fig. 11 にはアルミナの場合について示したが、シリカの場合と同様に α -アルミナの場合はわずかなばらつきを示しながらほぼ直線 (点線) にそつている。しかし、 γ -アルミナの場合は引張り強さの高い方に大幅にずれている。これらの結果から極微粒の酸化物の方が、再結晶粒子の成長を抑制する効果に加えて、さらに分散強化による加工硬化があらわれていることがわかる。

3.5 焼結鉄と酸化物の接触界面における反応生成物について

鉄と混合酸化物の接触界面には焼結に伴う反応生成物の存在が考えられるので、接触界面における化学種を XPS を用いて調べた。XPS で測定される内核電子の結合エネルギーは、化学種によつて決まり、異なる化学種の間では、同じ元素の結合エネルギーに化学シフトが見られる¹⁶⁾¹⁷⁾。今回の実験では、Fe のピークはブロードで、微少変化の検出に鈍感であるので Si(2p)、Al(2p) について解析を試みた。なお、測定に先立つて、鉄粉末と酸化物微粒子の混合物を用いて、その混合割合と酸化物のチャージング (XPS 測定中の帯電現象) の関係を調べ、今回の鉄-酸化物の混合割合の範囲ではその影響がほとんどないことを確かめた。Fig. 12 は、鉄焼結体と無定形シリカとの反応界面についての Si(2p) のスペクトル (B) を示す。図中 A の位置はシリカの、C はシリコンの Si(2p) の結合エネルギーに対応する。これはシリコンの化学的環境がシリカと異なるものになつたことを示しており、界面で反応が起こつたものと考えられる。次に、アルミナと焼結鉄界面の場合については、

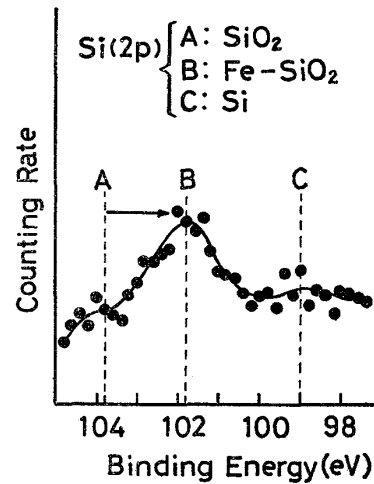


Fig. 12. Si(2p) spectra of Fe-SiO₂ at the interface of sintered iron and silica.

Al(2p) ピークが γ -アルミナに対し 0.6 eV 高結合エネルギー側にシフトして観測された。しかし、この場合はサンプリングに難点があり再現性が良くなかつた。そこで、焼結鉄表面にスパッタ法でアルミナの薄い (約 50 Å) 被膜を作り、加熱処理 (900°C) したのものについての XPS 測定を行つた結果、上記と同じ位置 (γ -アルミナに対し 0.6 eV シフト) に Al(2p) ピークが測定された。この場合、Al(2p) のシフト 0.6 eV は、測定誤差 (0.2 eV) より大きく、化合物が生成しているものと思われる。したがつて焼結過程で鉄粉と混合酸化物の接触界面に化合物を生成することが、これらの分散強化を効果的にしているものと考えられるが、さらに定量的な検討が今後の課題として残されている。

4. 総括

焼結鉄中に含まれる酸化物の機械的性質に与える影響を調べるため、純鉄粉中に粒径の異なるシリカ、アルミナを混合して成形し、焼結後圧延と焼鈍をくり返して薄板にしたものについて主に引張り試験をおこない引張り強さと再結晶粒との相関、ならびに集合組織の変化と伸び率との関係、さらに焼結鉄と酸化物の反応性について検討した。その結果をまとめると次のとおりである。

(1) 圧延焼鈍薄板にする場合、酸化物の混合許容量は α -シリカ: 4.3 vol%, α -アルミナ: 7.8 vol% で、極微粒の無定形シリカ、 γ -アルミナはいずれも 2.1 vol% であつた。

(2) これら薄板の機械的性質に与える酸化物の影響は、極微粒の酸化物の方が著しく引張り強さを増し、伸び率を減少させる。

(3) 混合酸化物が再結晶粒の成長におよぼす影響は極微粒の酸化物の方が著しく、混合量が 1.4 vol% 以上で急激に再結晶粒の成長を抑えるようになる。

(4) 混合酸化物がいずれも約 0.4~0.7 vol% の範囲で伸び率の減少が一時停滞または増加の傾向がみられる。これは薄板の焼鈍集合組織が酸化物の影響を受け、goss 方位による 0°, 90° 方向の面内異方性が強まるためと考えられ、さらに伸び率の減少は再結晶粒の微細化と集合組織の変化による影響と思われる。

(5) 極微粒の酸化物を混合した場合の方が分散強化の効果は著しい。また分散強化を効果的にしていると考えられる鉄と酸化物との界面での反応生成物はアルミナの場合に比ベシリカの場合の方が容易に確認できたが、両者の分散強化に対する著しい差異は、認められなかつた。

最後にこの研究を進めるうえで御協力いただいた北海道大学工学部原子工学科の山科俊郎教授と研究室の方々に、また御助言いただきました東京大学生産技術研究所大蔵明光助教授および当所第 1 部長佐藤俊夫氏に感謝の意を表します。

文 献

- 1) 山本政男: 金属粉の生成 (粉末冶金技術協会編), 粉末冶金技術講座 3, (1964), p. 186 (日刊工業新聞社)
- 2) 鈴木良和: 粉体および粉末冶金, 20 (1974) 8, p. 255
- 3) 鈴木良和: 粉体および粉末冶金, 23 (1976) 2, p. 96
- 4) 大黒 貴, 池永 勝: 粉体および粉末冶金, 18 (1972) 8, p. 307
- 5) 大黒 貴, 増山不二光, 森 隆夫: 粉体および粉末冶金, 19 (1972) 2, p. 50
- 6) 藤井毅彦, 小川三郎, 日野貴夫: 住友金属, 17 (1965) 4, p. 360
- 7) 武智 弘, 増井浩昭: 鉄と鋼, 59 (1973) 9, p. 1273
- 8) 広畑優子, 阿部哲也, 山科俊郎, 応用物理, 45 (1976) 5, p. 402
- 9) J. HEDMAN, K. KLASSON, R. NILSSON, C. NORDLING, M. F. SOROKINA, O. I. KLJUSHNIKOV, S. A. NEMNONOV, V. A. TRAPEZNIKOV, and V. G. ZYRYANOV: Physica Scripta, 4 (1971), p. 195
- 10) 増田良道: 「粒子分散強化型合金」日本金属学会 (1963) p. 16
- 11) D. PECKNER: The Strengthening of Metals, Reinhold Publishing Co. Chapman & Hall, Ltd, London, (1964), p. 163
- 12) J. C. FISHER, E. W. HART, and R. H. DRY: Acta Met., 1 (1953), p. 336
- 13) N. J. PETCH: JISI, 174 (1953) p. 25
- 14) 斎藤 達, 野中 浩, 五十嵐清元: 鉄と鋼, 50 (1964) 12, p. 2091
- 15) 石塚 寛, 千葉隆一: 鉄と鋼, 56 (1970) 1 p. 93
- 16) R. NORDBERG, H. BRECET, R. G. ALBRIDGE, A. FAHLMAN, and J. R. V. WAZER: Inorganic Chemistry, 9 (1970) p. 2469
- 17) 江口晴一郎, 浜口隆信, 沢田重政, 青木 啓, 佐藤幸弘: 金属表面技術, 25 (1974) 8, p. 428