

部分合金化粉を用いた 焼結・熱処理材料の高強度化機構

古君 修*・斉藤 良行*²・横石 規子*³

Strengthening Mechanism of Sintered and Heat-treated
Compacts Made from Partially Prealloyed Steel Powders

Osamu FURUKIMI, Yoshiyuki SAITO and Noriko MAKIISHI

Synopsis : Extensive study has been executed for an optimization of chemistry of partially prealloyed steel powders with Ni and Mo for the production of high strength and high toughness sintered components via double-pressing, double-sintering and heat treatment.

The austenite precipitates at Ni-rich phases in the sintered and heat-treated compacts made from partially prealloyed steel powders with 0.6% graphite. The detailed analysis of stress-strain curve of sintered and heat-treated compact indicates that deformation is localized at untransformed austenite and strain induced martensite with very high strength is formed at the initial stage. The tensile strength increases with the amount of strain induced martensite. Condensed carbon areas are observed in the specimen with higher amount of austenite. The tensile strength depends also on the carbon concentration in martensite.

The maximum tensile strength increases with the decrease of Ni content. This is attributed to the decrease of sintered density and the increase of untransformed austenite for plastic deformation. The sintered and heat-treated compacts made from the 2%Ni-1%Mo steel powder contain a sufficient amount of austenite which transform almost completely to martensite during loading. Therefore, this compact shows an ultra high strength of 1920MPa and a high unnotched Charpy absorbed energy of 53J.

Key words : powder metallurgy; alloyed steel powder; sintered material; strain-induced martensitic deformation; tensile strength; toughness.

1. 緒言

ひずみによるオーステナイト(γ)のマルテンサイト(α')変態を利用した高強度・高靱性TRIP (Transformation induced plasticity) 鋼は、約20年前にZackayら¹⁾によって開発され、その後TRIP現象について多くの研究が行われてきた²⁾。TRIP現象に有効な γ の生成は、主にNi, Cr, Mn, Si量に関係することが知られている。しかし、ひずみ誘起変態を生じさせる γ 組織を、溶解・圧延・熱処理の鋼板製造プロセスで安定的に制御することは難しく、現在でもこのTRIP鋼は量産化に至っていない³⁾。また、最近TRIP現象を利用した自動車用の高強度複合組織鋼板が研究されているが⁴⁾、引張強さレベルは1000MPa程度で、本来のTRIP鋼の引張強さレベルである2000MPaよりはるかに低い値である。

一方、粉末冶金の分野では、純鉄粉とNi, Moなどの金属あるいは酸化物の微粉を混合し、拡散焼鈍して合金化させる部分合金化粉が開発された^{5)~7)}。この粉末の特徴は、プレ

アロイ粉に比較して圧縮性が高いことである。さらに、部分合金化粉では、成形・焼結後、熱処理を施した組織中に生成される γ の形態を、合金化元素とその量および拡散状態を変化させることで容易に制御可能で、TRIP現象を有効に活用できると考えられる。焼結材料には空孔が存在することから、酸化性が低い合金元素の選択が必要であり、また、TRIP現象による高強度化を考えた場合、Niによる合金化が適切である。その際、未変態 γ が残留すると強度が低下するため、ひずみに対して安定している γ 量を低減するように留意する必要がある。

以上の点から、すでに著者らが明らかにした圧縮性とNi, Mo量の関係を踏まえ、圧縮性および再圧縮性の低下を抑制できる最大限の1%Moを添加した部分合金化粉⁸⁾を基本に、 γ のひずみ安定性に大きな影響を与えるNi量に着目して研究を行った。MoとNiの複合添加は、固溶硬化作用の高いNiだけでは添加量が大きくなり圧縮性が低下するためである。

本論文では、焼結・熱処理体中の γ のひずみ誘起変態挙動

平成4年10月2日受付 平成5年4月9日受理 (Received on Oct. 2, 1992; Accepted on Apr. 9, 1993)

* 川崎製鉄(株)ハイク研究所 (現: 鉄鋼研究所) (High-Technology Research Laboratories, now Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1-1 Kawasaki-cho Handa 475)

* 2 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

* 3 川崎製鉄(株)分析・物性研究センター (Analysis and Material Science Research Center, Kawasaki Steel Corp.)

とNi量および強度・靱性の関係について調べた結果を述べる。さらに、 γ の塑性変形と α' 中のC量が引張強さに及ぼす影響について、破面観察、応力-ひずみ曲線およびX線マイクロアナライザー (XMA) による分析から解析を行い、強化機構について検討した。なお、焼結体の作製には、比較的安価に高密度焼結体を製造できる再圧縮法⁹⁾を用いた。

2. 実験方法

2・1 供試材料

供試鋼粉には、純鉄粉に最終組成でNiを1.5~4.0%, Moを1.0%となるように、カルボニルNi粉および三酸化Mo粉を添加混合して水素雰囲気中で拡散焼鈍し、部分合金化させた鋼粉を用いた。供試鋼粉の化学組成を、Table 1に示す。拡散温度を調整することにより鉄粉中へのNiの拡散状態を数段階に変化させ、焼結・熱処理体中に生成される γ と引張強さの関係を調べた。拡散温度を高くすることにより、Niの拡散は進行する。

これらの部分合金化粉に、潤滑剤としてステアリン酸亜鉛を1%, 黒鉛を0.6%添加し、V型混合機で混合した後に、高さ10mm, 幅10mm, 長さ55mmの形状に圧力690MPaで成形し、さらに、75% H_2 -25% N_2 ガス中、1123Kで1.8ksの条件で仮焼結、圧力690MPaで再圧縮、75% H_2 -25% N_2 ガス中、1523Kで3.6ksの条件で本焼結した。これらの焼結体をArガス中、1143Kで3.6ks加熱後、333Kの油中に焼入れし、さらに、453Kで3.6ksの焼もどし処理を行い供試材とした。

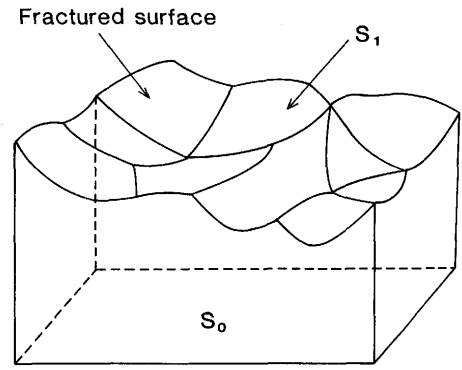
2・2 焼結・熱処理体の強度、靱性

焼結・熱処理体の強度および靱性は、平行部径5mm, 長さ15mmの小型丸棒引張試験片による引張強さと高さ10mm, 幅10mm, 長さ55mmの切欠なしシャルピー衝撃試験片による吸収エネルギーで評価した。引張試験片は、高さ10mm, 幅10mm, 長さ55mmの焼結体から加工した後、熱処理を施して作製した。また、各試験は常温で実施した。

2・3 引張破面の解析

引張試験後の試料を破面と垂直に中心部から切断し、その面について、破面直下から内部方向への γ 量変化を、CrK α 線を用いたコリメータ径10 μ mの微小X線回折法で測定した。この測定法による γ の定量手法は確立されていないので、フェライト(α)の(110)および(200)面に対する γ の(200)面の積分強度の比で相対的評価を行った。

つぎに、引張試験後の破面を、加速電圧15kVの条件で走査型電子顕微鏡により観察した。その際、基準画像とそれ



$R = S_1/S_0$

Fig. 1. Definition of irregularity value (R) of fractured surface measured by three-dimensional image analysis.

に対して8°傾斜させた画像から、三次元の構築画像を求め¹⁰⁾、これらの三次元構築画像から破面の凹凸度(R)を測定した。Rは、Fig. 1に示すように破面の投影面積に対する表面積として定義した。

また、走査型オージェ電子分光装置 (SAM) により、破面底部のNi強度を測定した。真空度は 5×10^{-10} torr, 電圧は10kV, 電流は30~100nA, ビーム径は200nmであった。

2・4 焼結・熱処理体の γ 量およびひずみによる変化

熱処理後の γ 量を、MoK α 線を用いたX線回折法で積分強度から直接比較法により定量化した。その際、焼結・熱処理体に高さ方向の圧縮率0~15%のひずみを付与し、その時の γ 量の変化も調べた。

2・5 焼結・熱処理体の組織解析

熱処理後の試料を3%硝酸アルコールで腐食し、光学顕微鏡で組織観察した。 γ は、CrK α 線を用いたコリメータ径100 μ mの微小X線により回折法で同定した。

つぎに、加速電圧15kV, ビーム電流1.0 μ A, 積分時間20msの条件で、XMAにより焼結・熱処理体中のNiおよびCの濃度分布を3 μ m間隔で測定した。その際、NISTの651~655および1138, 1139, 1142の標準試料を用いて検量線を作成し、Cを定量化した。

2・6 応力-ひずみ曲線の解析

2%Ni-1%Mo組成の焼結・熱処理体について、引張試験の応力-ひずみ曲線を解析し、加工硬化係数Nを求めた。その際、真応力 σ が塑性ひずみ ϵ_p の関数として(1)式で近似できると仮定した。

$\sigma = a \cdot \epsilon_p^N$ (1)

つぎに、塑性ひずみ ϵ_p を、真ひずみ ϵ と応力 σ から(2)式に従い計算した。

$\epsilon_p = \epsilon - \sigma/E$ (2)

Table 1. Chemical compositions of partially pre-alloyed steel powders studied. (wt%)

Powder	Ni	Mo
A	1.56	0.99
B	2.09	1.02
C	2.99	0.99
D	3.92	1.02

小倉¹¹⁾はNi-Mo系の焼結・熱処理体のヤング率Eを超音波エコー法で測定し、Eと密度 ρ の関係が(3)式で表わせることを明らかにしている。したがって、同様の材料を対象としている本実験では、(3)式を用い ρ を7.43Mg/m³としてEを計算した。

$$E(\text{MPa}) = 69200 \cdot \rho - 342000 \quad \dots\dots\dots (3)$$

3. 実験結果

3・1 焼結・熱処理体の強度、靱性

焼結・熱処理体の引張強さと γ 量の関係を、Fig. 2に示す。 γ 量は拡散焼鈍温度を変化させることにより制御している。1.5%、2%、3%および4%Ni-1%Mo材のいずれにおいても、 γ 量が増加するに従い引張強さは高くなる。Niが1.5%と2%の場合には、 γ 量と引張強さの関係は同一直線で整理でき、Ni量が3%以上になるとその傾きは小さくなる。また、図中の点線で示すように、本実験ではNi量が2%のときに最高引張強さが得られる。Ni量が2%から4%へ増加することにより最高引張強さが低下する理由の一つとして、Ni量の増加に伴う焼結体密度の低下が挙げられる。ところが、2%Niと4%Ni材の密度差は0.09Mg/m³であり、小原¹²⁾、宇波¹³⁾の報告によると、この密度差に対応する引張強さの変化は50~90MPaである。したがって、この密度差だけでは、引張強さの差を説明できない。

引張強さ1880MPaと1590MPaを示した2%Ni材および引張強さ1810MPaと1660MPaを示した3%Ni材について、圧縮によるひずみ量を変化させて γ 量を調べた結果を、それぞれFig. 3 (a)および(b)に示す。いずれの組成においても、引張強さの高い試料はひずみ付与前の γ 量が大きい。また、ひずみを付与することにより γ 量は減少するが、約10%以上のひずみ量になると引張強さに依存しなくなり、ほぼ一定値

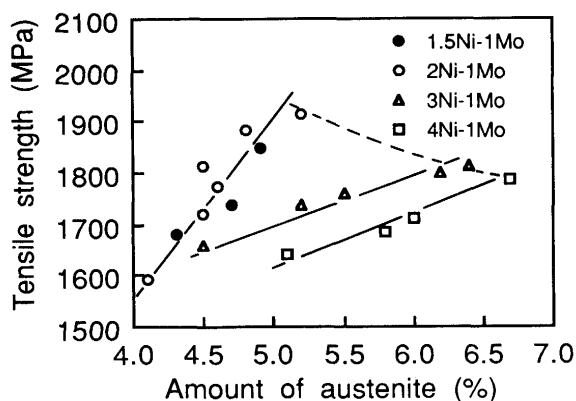


Fig. 2. Effect of amount of austenite on tensile strength of double-pressed, double-sintered and heat-treated compacts made from 1.5%, 2%, 3% and 4% Ni containing partially prealloyed steel powders.

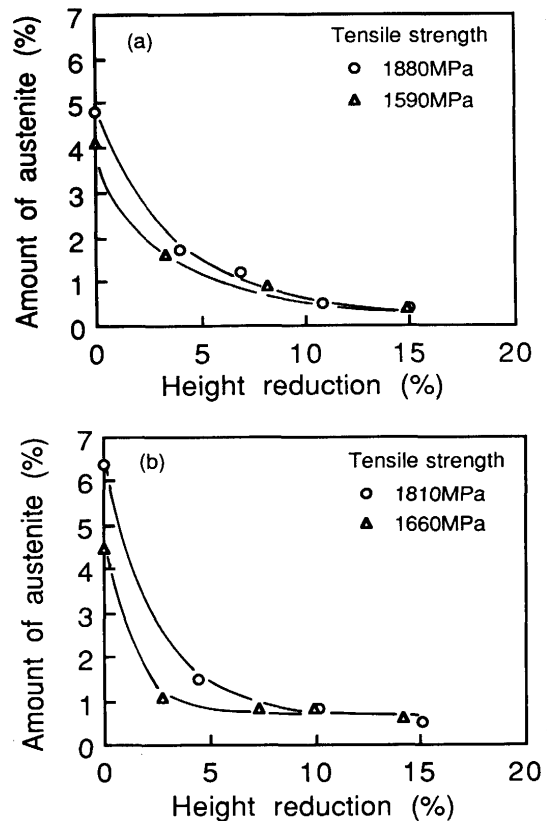


Fig. 3. Change of amount of austenite by reduction for double-pressed, double-sintered and heat-treated 2% Ni-1%Mo (a) and 3% Ni-1%Mo (b) compacts with 0.6% graphite.

を示す。10%のひずみを付与したときの γ 量とNi量の関係をFig. 4に示すが、10%のひずみに対して安定して残留する γ 量は、Ni量の増加に従い大きくなる。また、Niを2%以下とすることにより、ひずみに対して安定な γ 量を0.4%と小さくすることができる。

シャルピー衝撃値に及ぼすNi量の影響を、Fig. 5に示す。このシャルピー吸収エネルギーは、各組成で最高の引張強

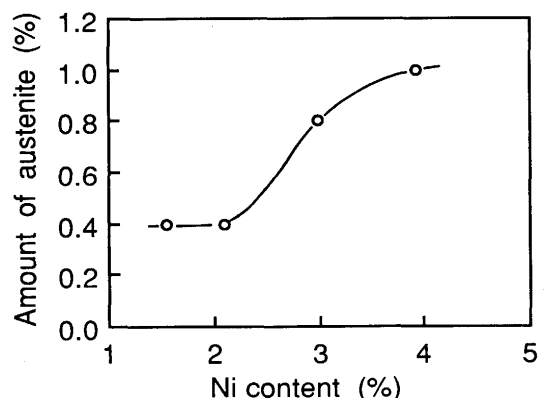


Fig. 4. Relationship between amount of retained austenite after 10% reduction and Ni content for double-pressed, double-sintered and heat-treated compacts with 0.6% graphite.

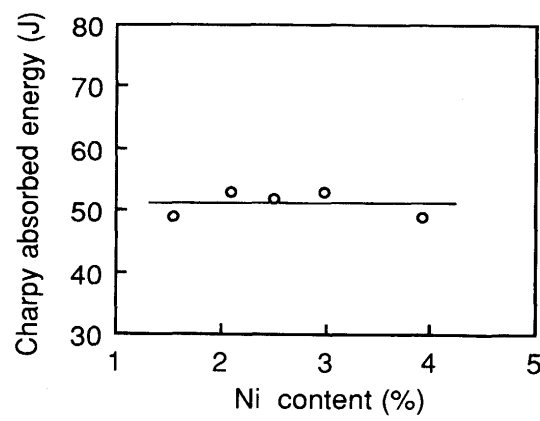


Fig. 5. Effect of Ni content on unnotched Charpy absorbed energy for double-pressed, double-sintered and heat-treated compacts with 0.6% graphite.

さを示した拡散焼鈍条件で作製した試料の値であるが、Ni量との明確な相関性は認められない。この現象は、焼結体密度低下とNiによる靱性改善効果が重なり合った結果と考えられる。いずれのNi量においても、シャルピー吸収エネルギーは49J以上であり、従来の部分合金化粉を用いた焼結・熱処理材料が39Jであることに比較して高い⁸⁾。なお、2%Ni-1%Mo組成の焼結・熱処理体のシャルピー吸収エネルギーは53Jである。

3・2 引張破面の解析

2%Ni-1%Mo組成で引張強さ1920MPaを示した試料の破面について、垂直断面における γ 量変化をFig. 6に示す。破面からの距離が大きくなるに従い、 γ 量は増加している。この結果から、破面直下では、 γ は α' にひずみ誘起変態していることが確認された。

2%Ni材の引張破面の凹凸度、Rと引張強さの関係をFig. 7に示す。引張強さとRには良い相関が認められ、Rが増加するに従い引張強さは高くなる。

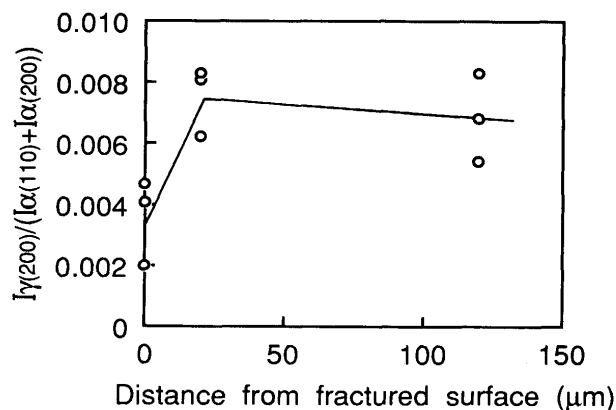


Fig. 6. Relative intensity of austenite for near fractured surface of double-pressed, double-sintered and heat-treated 2%Ni-1%Mo compact with 0.6% graphite determined by micro beam X-ray diffraction method.

引張強さ1920MPaを示した2%Ni材の破面の走査型電子顕微鏡観察結果を、Fig. 8に示す。破面は、粗大および微細ディンプルと焼結体の空孔から構成されている。粗大ディンプルはその底部も深く、塑性変形量が大きい。粗大および微細ディンプル底部を、SAM分析した結果をFig. 9に示

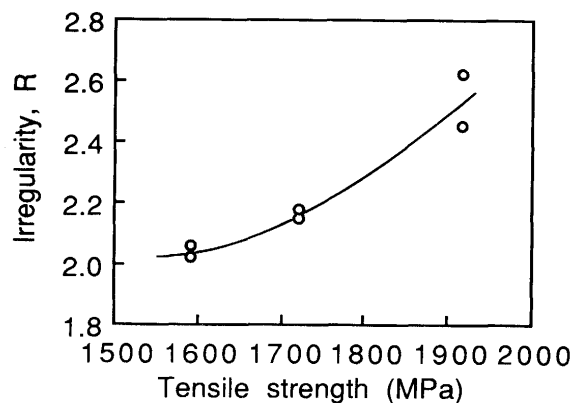


Fig. 7. Relationship between irregularity value, R of fractured surface and tensile strength for double-pressed, double-sintered and heat-treated 2%Ni-1%Mo compacts with 0.6% graphite.

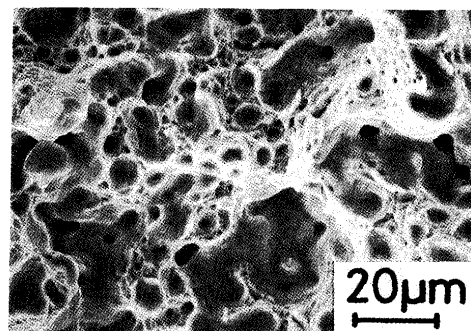


Fig. 8. Scanning electron micrograph of fractured surface for double-pressed, double-sintered and heat-treated 2%Ni-1%Mo compact with 0.6% graphite.

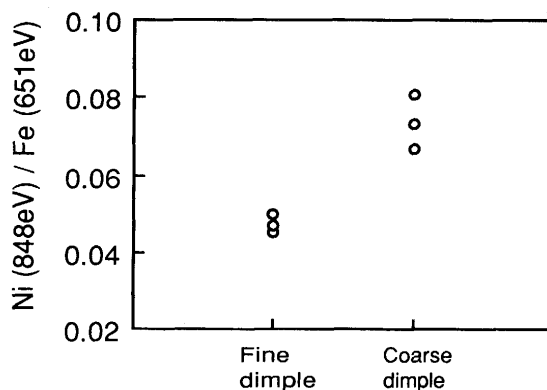


Fig. 9. Ni content on fractured surface for double-pressed, double-sintered and heat-treated 2%Ni-1%Mo compact with 0.6% graphite observed by scanning Auger microscopy.

すが、粗大ディンプル底部のほうがFeに対するNiの強度比が大きい。この結果は、粗大ディンプルがNi濃化した γ を核として生成されたことを示唆する。また、粗大ディンプルの占める面積率は大きい。

3・3 焼結・熱処理体の組織

引張強さ1920MPaを示した2%Ni材の光学顕微鏡組織の一例をFig.10に示すが、腐食された基底部と写真中に○印で示すような白色の腐食されない部分の2相から成り立っている。白色部を微小X線回折で解析した結果をFig.11に示すが、 γ が認められる。なお、基底部では、 γ のピークは認められなかった。

引張強さが1880MPaおよび1590MPaを示した2%Ni材について、XMAによるNi, Cの濃度分布の測定結果をFig.12に示す。いずれの試料でも、Ni, Cの濃化相が観察される。2%Niおよび4%Ni材について、C濃度別の面積累積度数分布を、それぞれFig.13(a)および(b)に示す。2%Ni材では、引張強さの高い試料のほうがCのより濃化した相の面積率が大きい。4%Ni材では引張強さとの相関は認められない。なお、いずれの試料でも、焼結後のC量は0.53~0.54%と一定の値を示した。

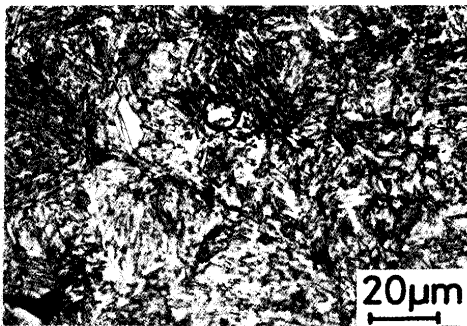


Fig. 10. Optical micrograph of double-pressed, double-sintered and heat-treated 2%Ni-1%Mo compact with 0.6% graphite.

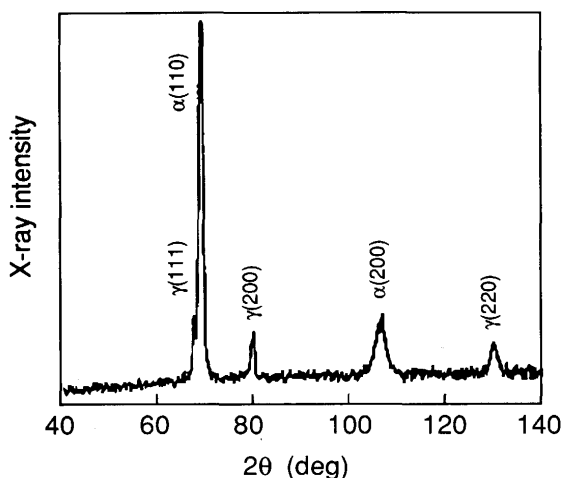


Fig. 11. Micro-beam X-ray diffraction spectrum of white phase in Fig.12.

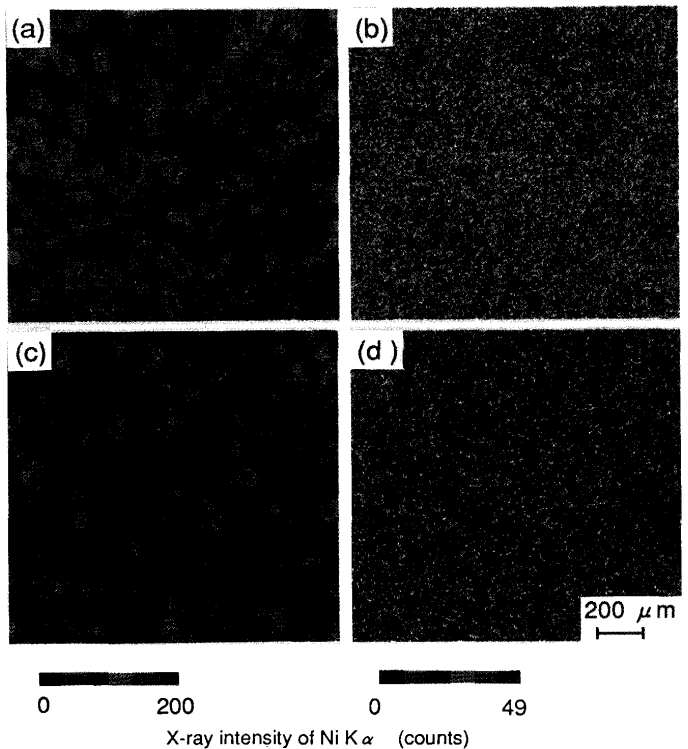


Fig. 12. Mapping images of Ni ((a),(c)) and C ((b),(d)) in double-pressed, double-sintered and heat-treated 2%Ni-1%Mo compacts with 0.6% graphite.

(a),(b): Tensile strength = 1880MPa
(c),(d): Tensile strength = 1590MPa

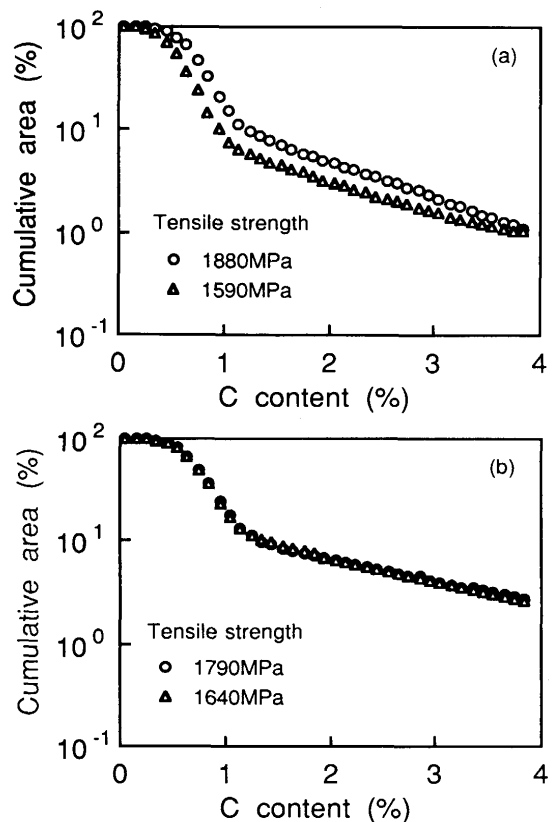


Fig. 13. Cumulative area of C distribution measured by XMA for double-pressed, double-sintered and heat-treated 2%Ni-1%Mo(a) and 4%Ni-1Mo (b) compacts with 0.6% graphite.

4. 考察

4.1 部分合金化粉の焼結・熱処理体の引張強さと γ の変形挙動

部分合金化粉の焼結・熱処理体の引張破面直下では γ が減少していること、および γ が増量するに従い引張強さが増加することから、引張強さの支配因子の一つが、 γ の α' へのひずみ誘起変態であることをすでに述べた。降伏応力の低い γ が先に塑性変形し、引張試験中に α' に変態したことは、Fig. 8に示した破面観察結果において、 γ が核になり生成されたと考えられる粗大デンプルの面積率が大きいことから推定される。また、Fig. 7に示したように、破面の凹凸度と引張強さに相関関係が認められることは、この γ の塑性変形が引張強さに関与していることを意味する。

1880MPaの引張強さが得られた2%Ni材について、応力-ひずみ曲線を解析した結果をFig.14に示す。低ひずみ側での加工硬化係数は0.360と大きい値を示すのに対し、塑性ひずみが $2.5 \times 10^{-3}\%$ 以上になると加工硬化係数は0.185と小さくなり、破断まで一定値を示す。同図に示すように、応力-ひずみ曲線は $2.5 \times 10^{-3}\%$ を境として2つに分離される。この結果からも、 γ が変形初期に α' に変態することが明らかである。

ここで、Fig. 2に示した引張強さと γ 量の関係について、まず、2%Ni材を例にとって考察する。塑性変形前の組織は、Fig.10に示したように γ と α' から構成されている。塑性変形は強度の低い γ に集中し、その結果として γ から α' へのひずみ誘起変態が生じる。このひずみ誘起変態 α' 相生成による強度上昇のため、変形初期には高い加工硬化を示す。しかし、 $2.5 \times 10^{-3}\%$ の塑性ひずみに相当する変形量に達した時に残留 γ がほぼ完全に変態すると、残留 γ 中の固溶C濃度は平均C濃度よりも高いため、変形により変態した α' 相は、変形前から存在した α' 相より硬い相になると推定される。

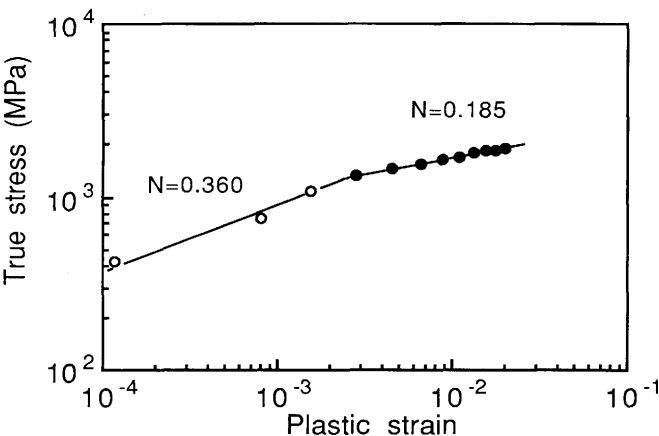


Fig. 14. Variation in work hardening rate of double-pressed, double-sintered and heat-treated 2%Ni-1%Mo compact containing 0.6% graphite with strain.

その結果、変形前に存在した α' は逆に強度の低い相となり、この部分が変形することになり、一定の加工硬化係数を示したものと考えられる。

引張強さ1880MPaと1660MPaを示した、2%Ni材の真応力-真ひずみ曲線を比較してFig.15に示す。0.2%耐力は両者とも1080MPaと変わらない。1660MPaを示した試料においては、(1)式で解析した加工係数は塑性ひずみによらず0.196と一定値を示し、Fig.14に示した1880MPa材のように低ひずみ側で高い加工硬化係数を示す現象は認められなかった。この結果は、 γ 量の小さい試料では低ひずみ側での加工硬化係数が低く、 α' へのひずみ誘起変態の寄与が小さいことを意味する。

なお、1880MPaを示した試料が1660MPaを示した試料より高い破断伸びを示し、TPIP効果が延性向上に寄与している傾向を示すが、破断伸びは1.8%と小さいため、ひずみ誘起変態の延性への効果を明確に解析することはできなかった。

4.2 部分合金化粉の焼結・熱処理体の引張強さとC量の濃化度

4.1で述べた変形特性は、従来から研究されている延性2相鋼の変形¹⁴⁾に比べると複雑であるが、Fig.14に示した約 $2.5 \times 10^{-3}\%$ に相当する塑性変形の第一段階で α' 変態が終了した後は、延性2相鋼と同様の挙動を示すと仮定しても問題はないと考えられる。なお、残留 γ にひずみが集中し、ひずみ誘起 α' が生成する段階を塑性変形の第1段階とし、その後、主として変形前に存在していた α' が変形する段階を塑性変形の第2段階と定義する。延性2相鋼の変形特性は、軟質相と硬質相の形状にも依存する¹⁵⁾が、構成相の体積分率によるところが大きい。すなわち、第一近似として、硬質相と軟質相がともに一様に変形し、強度は各構成相の強度を体積分率に応じて比例配分した値で決まるとするひずみ一定モデルを考えてみる。

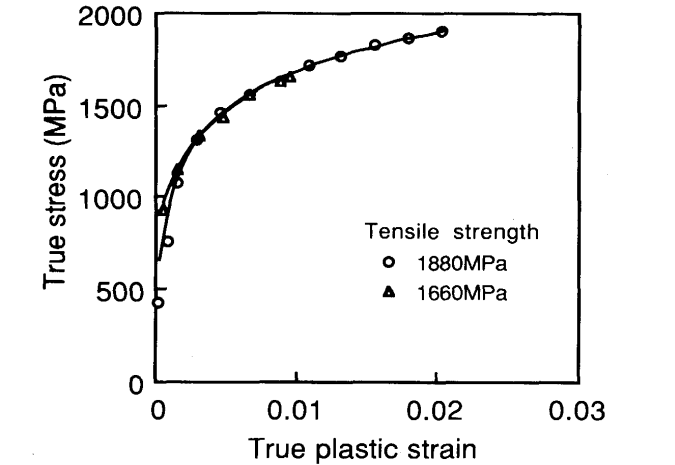


Fig. 15. True stress-true strain curve for double-pressed, double-sintered and heat-treated 2%Ni-1%Mo compacts with 0.6% graphite.

ひずみ一定モデルによれば、部分合金化粉の焼結・熱処理体の引張強さは硬質相の体積分率、すなわち変形前の残留 γ 量に比例する。軟質相および硬質相ともに強度が一定とすると、1920MPaと1590MPaを示した2%Ni材の γ 量の差は1.1%であることから、ひずみ誘起 α' 相の強度として30000MPaもの値を仮定しないと2つの試料の強度差を説明できない。ひずみ誘起 α' は第一段階で起こり、高強度化への寄与は相当大きい、さらなる強化因子として、その他の機構を考える必要がある。

そこで、基地組織の主に変形前から存在している α' 強度と、焼結・熱処理体の引張強さの關係に着目する。 α' の強度を決めるもっとも大きな因子としては、固溶C量が挙げられる。Fig.13によれば、2%Ni材では、引張強さの高い試料ほどCが濃化している相の存在比率が大きい。Cの影響を定量化するため、分析値である0.54%より濃化している相の平均C量と面積率の積、Renormalized C content, R_c ((4)式)を求め、引張強さとの關係を調べた。また、0.54%をしきい値としたのは分析値よりCが濃化した相が、より強度に寄与すると考えたからである。

$$R_c = \sum (C_i \cdot A_i) \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 C_i :濃度別平均C量(0.1%分割)、 A_i :面積率である。

その結果をFig.16に示すが、2%Ni材では、両者に良い相関關係が認められる。この結果から、第二段階では α' の強度が引張強さの支配因子であると結論される。なお、Cの濃化相はNi量の少ない部位に対応していた。Niの濃化した領域では固溶C量が低く、この部位は変態前には γ であったと考えることができる。すなわち、拡散焼鈍時のNiの濃度プロファイルが γ の分布状態、ならびにC濃度分布を支配し、ひずみ誘起変態 α' の生成と主に変形前から存在していた α' 中の固溶C量が増加することにより、焼結・熱処理体の引張

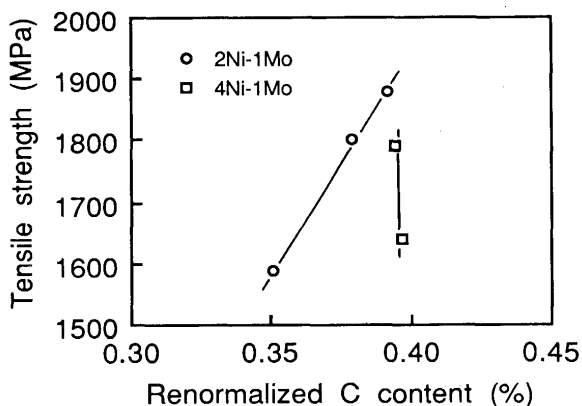


Fig. 16. Relationship between renormalized C concentration defined by eq. (4) of over 0.54% C area and tensile strength for double-pressed, double-sintered and heat-treated 2%Ni-1%Mo, 4%Ni-1%Mo compacts with 0.6% graphite.

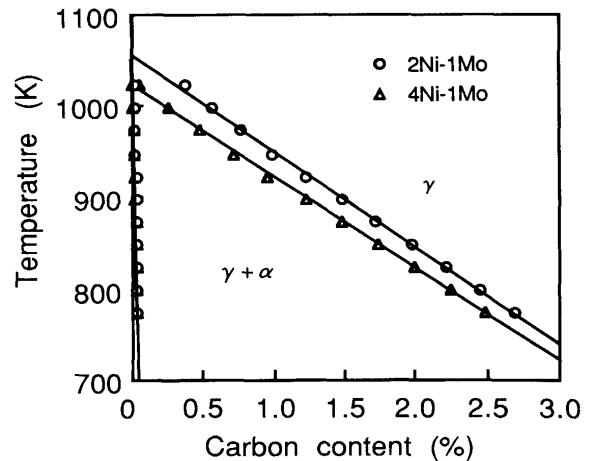


Fig. 17. Computed phase diagram of Fe-C-Ni-1%Mo steel.

強さが変化するものと推定できる。

一方、4%Ni材の引張強さは、Fig.16に示すように R_c に依存しない。NiとCとの間には反発相互作用があり、Fig.17に示す計算状態図からわかるように、 γ と $\gamma+\alpha$ 2相境界のC濃度はNi量の増加とともに減少する。また、 α と2相境界でのC濃度は低く、Ni量の増加による減少量も小さい。この結果、加熱時のC濃度範囲はNi量の増加により狭い範囲となり、より均一化の傾向を示す。この現象により、4%Ni材では、引張強さの R_c 依存性が認められなかったものと考えられる。

以上の結果から、2%Ni-1%Mo組成の部分合金化粉の焼結・熱処理体の引張強さは、焼結体密度のほかに、ひずみ誘起 α' の体積分率とC濃化相の強度によって支配され、一方、4%Ni-1%Mo焼結・熱処理体の引張強さは、主に焼結体密度とひずみ誘起 α' の体積分率に支配されることが明らかになった。

5. 結言

超高強度・高靱性焼結材料の開発を目的に、部分合金化粉のNi量と強度・靱性の關係について研究を行った。得られた主な結論を以下に示す。

(1)部分合金化粉の焼結・熱処理体中には γ が生成され、この γ は引張塑性変形により α' に変態する。応力-ひずみ曲線の解析によると、この α' 変態は、塑性ひずみが約 2.5×10^{-3} までで終了すると推定できる。

(2)部分合金化粉の焼結・熱処理体の引張強さの支配因子の一つは、ひずみ誘起 α' の体積分率である。

(3)ひずみ誘起 α' の体積分率が増加すると、引張強さは増加する。

(4)Ni量が大きくなるに従い、塑性変形後に安定して残留する γ は増加し、引張強さは低下する。Ni量を2%まで低減すれば、この γ 量を0.4%に低減できる。

(5) 2%Ni-1%Mo材では, Cが濃化した部分の面積率とC量の積が高いほど引張強さが高い。

(6) 焼結・熱処理体のシャルピー吸収エネルギーは, Ni量に依存しない。

以上の結果から, 高強度・高靱性焼結材料用の部分合金化粉の最適組成は, 2%Ni-1%Moであると結論される。この部分合金化粉を用いることにより, 最高引張強さ1920 MPa, 切欠なしのシャルピー吸収エネルギー53Jの焼結材料が得られる。

文 献

- 1) V.F.Zackay, E.R.Parker, D. Fahr and R. Busch: Trans. ASM, **60** (1967), p.252
- 2) I. Tamura: Met. Sci., **16** (1982), p.245
- 3) 牧 正志: 日本金属学会会報, **27** (1988), p.623
- 4) 杉本公一, 翠 正宏, 小林光征, 白沢秀則: 鉄と鋼, **76** (1990), p.1356
- 5) L.E.Svensson: Powder Metall., **17** (1974), p.271
- 6) K. Ogura, T. Abe, Y. Makiishi, T. Minegishi, E. Hatsugai and S. Takajo: Proc. of the Int. 1 Institute for the Science of Sintering Symposium, Tokyo, Vol.1, (1987), p.707
- 7) M. Khaleghi and R. Haynes: Powder Metall. Int., **19** (1987), p.11
- 8) 古君 修, 丸田慶一, 阿部輝宜, 高城重彰: 粉体および粉末冶金, **37** (1990), p.225
- 9) G.F.Bocchini: Modern Developments in Powder Metall., **18** (1988), p.507 [MPIF]
- 10) 駒井謙治郎, 箕島弘二, 菊地 純, 野口品利, 金 貴植: 日本機械学会論文集 (A編), **494** (1987), p.1961
- 11) 小倉邦明, 高城重彰, 前田義昭, 香月淳一, 桜田一男: 川崎製鉄技報, **21** (1989), p.250
- 12) 小原嗣朗, 立沢清彦: 粉体および粉末冶金, **21** (1974), p.91
- 13) 宇波 繁, 古君 修: 粉体および粉末冶金, **40** (1993), p.630
- 14) 友田 陽, 田村今男: 鉄と鋼, **68** (1982), p.1147
- 15) N. Shikanai, H. Kagawa and M. Kurihara: ISIJ Int., **32** (1992), p.335