Zr 添加超微細結晶フェライト系ステンレス鋼の機械的性質

II. 室温における引張強度と耐衝撃性

田口 真実¹ 住友 秀彦^{2,*} 石橋 良¹ 青野 泰久¹

¹株式会社日立製作所日立研究所

²株式会社超高温材料研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 71, No. 2 (2007), pp. 284-290

© 2007 The Japan Institute of Metals

Mechanical Properties of Ultra-Fine Crystalline Ferritic Stainless Steel Containing Zr Element II. Tensile Strength and Charpy Impact Value at Room Temperature

Masami Taguchi¹, Hidehiko Sumitomo^{2,*}, Ryo Ishibashi¹ and Yasuhisa Aono¹

¹Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd., Hitachi 319-1292

²Japan Ultra-high Temperature Materials Research Institute, Ube 755-0001

In the previous paper, authors reported the material processing of ultra-fine crystalline 12%Cr ferritic stainless steels. The micro-structure was composed of Zr oxide particles and grain that was 0.1 to 0.6 μm in diameter. Mechanical properties of ultra-fine grained ferritic stainless steels were investigated from aspects of tensile properties and toughness in this study.

The properties obtained are as follows. In the developed stainless steels, the Hall-Petch relation was established between 0.2% proof stress and inverse of square root of grain size at room temperature. The slope was nearly equal to that of pure iron. On the one hand, an addition of Zr and ZrO_2 ($> 0.08\%$), or only of ZrO_2 to the steel led to the brittle property in Charpy impact tests. The low toughness may be caused by the presence of large amount of oxygen. In the steels to which Zr, or Zr and small amount of ZrO_2 were added, on the other hand, the Charpy impact values at room temperature were above about 3 MJ/m² up to tensile strength of 1500 MPa. These values were twice to three times as large as those of conventional ferritic stainless steel SUS410 or those of other precipitation-strengthened steels at the same level of tensile strength. It was found out that the developed steels possess excellent mechanical properties. From details of fracture surface observation it is guessed that the cracks propagate along boundaries between MA powders sintered, for steels with lower impact values. The boundaries may have a brittle region in strength. Therefore, an improvement of boundary property is expected to contribute to strengthening and toughening.

(Received September 13, 2006; Accepted November 21, 2006)

Keywords: mechanical alloying, ultra-fine crystalline, ferritic stainless steel, tensile strength, toughness, zirconium oxide

1. 緒 言

金属材料の強化法の一つに結晶粒微細化がある。種々ある材料強化法の中で、結晶粒微細化による強化は、粒界における不純物元素等の見かけ上の濃度希薄化、粒界3重点における応力集中の緩和、変形の異方性に起因する不均一の緩和等の効果により、靱性を損なわずに材料の強化が期待できる手法と考えられている¹⁾。近年、結晶粒微細化の極限領域となるナノ結晶化の研究が大きく進展し²⁾、従来材料の数倍の強度を有する組織制御材料が比較的容易に作製できるようになってきている。

結晶粒微細化の材料制御方法の中で、靱性の維持を可能にできる製造プロセスが示せれば、例えば従来合金において合金組成を大きく変えることなく強度向上と靱性の両立した材

料を手に入れることができ、環境に調和した有意な技術となり得る³⁾。

結晶粒超微細化の研究は、広範な産業分野への寄与が大きい鉄鋼材料で活発である。例えば、圧延法による製造プロセスでは、従来のTMCP(Thermo Mechanical Control Process)に更に大圧下歪加工を加える新たな手法が開発されており、結晶粒径が約1 μm 程度の鋼板が試作されている^{3,4)}。更にナノスケールの超微細結晶組織を有するバルク材を作製する手段として、MA(Mechanical Alloying)、ECAP(Equal Channel Angular Pressing)、ARB(Accumulative Roll Bonding)等が検討されている⁵⁾。中でもMA法は超微細結晶組織を有する粉末が比較的簡単かつ大量に製造することができる。MA法は粉末冶金法による製造プロセスで、既に酸化物分散強化合金(ODS合金)の製造において実用化しており、板、棒、パイプ、異形ブロック等の多様な形状の製品を作製した実績がある。従って、小型部材を念頭においた超微細結晶材料の製造技術として十分活用できると考えられる。

* 現在：北海道大学(Present address: Creative Research Initiative “Sousei” Hokkaido University, Sapporo 001-0021)

本研究は、電力プラント用材料等に多用されているフェライト系ステンレス鋼に MA 法を適用し、超微細結晶化により高強度と高靱性を付与することを目的とするものである。

MA を用いたプロセスでは、固化成形の焼結工程で結晶粒が粗大化する傾向にあり、この抑制が大きな課題になっている。一方、MA 法では、溶製材では分散させることが困難な酸化物などの化合物を、均一かつ微細に分散させることが可能である。結晶粒の粗大化抑制には、酸化物の微細分散が特に有効とされており、 Y_2O_3 、 TiO_2 、 Fe_3O_4 等を分散させた超微細結晶鉄鋼材料がこれまでに検討されている⁶⁻¹⁰⁾。他方、MA 処理中には、雰囲気、ボール、容器および治具から不可避免的に酸素および炭素(以下 O、C と記す)等の不純物が多量に混入する。特に大気中より混入する O は、材料の機械的性質に悪影響を及ぼす恐れがある。

著者らは、これら不純物と強い親和性があるジルコニウム(以下 Zr と記す)に着目し、フェライト系ステンレス鋼に Zr を添加し、MA によって超微細結晶フェライト系ステンレス鋼を作製した。これまでに、添加した Zr が、MA プロセス中に混入する O および C と結合すること、および生成される Zr 酸化物が特に結晶粒粗大化抑制効果が高いことがわかっている¹¹⁾。

ここでは、Zr を添加し MA 法により作製した超微細結晶フェライト系ステンレス鋼の機械的特性として、室温における強度と耐衝撃性を評価した。

2. 実験方法

原料粉末には、真空溶解後ガスアトマイズ(GA)で作製した Fe-12 mass%Cr(以下 Fe-12Cr と記す)粉末を用いた。原料粉末の化学組成(代表値)を Table 1 に示す。原料粉末はふるいによって分粒し、実験には粒径 180 μm 以下のものを使用した。MA 処理に用いた粉碎装置(アトリションミル)の構造を Fig. 1 に示す。アトリションミルによる MA 処理は、試料粉末をボールと共にタンク内に投入し、アームのついたシャフトでこれらを攪拌することにより行う。アトリションミルのタンクは SUS304、アームは SKD 11 とし、試料と共に投入するボールは SUJ 2 とした。MA の前処理として、新規タンクに原料粉末 1 kg、ボール 30 kg を挿入し、20 時間の前処理ミリングを行い、ボール、タンクおよびアーム表面に原料粉末のコーティング処理を施した。

MA 本処理では、純度 98%、平均粒径 45 μm 以下の Zr 粉末(髙純度化学製)および ZrO_2 粉末を原料粉末に所定量加え、ボールミルにより混合してからアトリションミルに投入して MA 処理を行った。粉末とボールの重量比は 1 (2 kg) : 15 (30 kg) とし、MA 時間は Zr、 ZrO_2 の X 線回折ピークがほぼ確認できなくなる 100 時間とした。MA 処理中はタンク内に Ar ガスを 30 mL/min で流し、タンク外側

Fig. 1 Structure of attrition-mill.

には 293 K 以下の冷却水を循環させた。MA 処理した粉末は、粒度 180 μm 以下に分粒した後、軟鋼製の缶に入れ、673 K で 2 時間の脱気処理(到達真空度 0.4 Pa 以下)後封入し、1023~1123 K に加熱後 2 時間保持した後、静水圧押し出しにより固化成形した。このときの押し出し比は 5.0~5.7 とした。

作製した押し出し材の製造手法を Table 2 に示す。GA 材は、真空溶解で作成した Fe-12Cr-1Zr のガスアトマイズ粉末を、MA 処理することなく 1073 K で固化成形した材料であり、MA 処理材(MA-2 材)との比較が目的である。

MA-1, MA-2, MA-3 材は、Fe-12Cr 粉末に MA により Zr 粉末を 1 mass% 添加して、それぞれ 1023 K, 1073 K, 1123 K で固化成形した。MA-1, MA-2, MA-3 材は、固化成形温度が強度に及ぼす影響を明確にすることが目的である。MA-4, MA-5, MA-6 材は、Fe-12Cr 粉末に Zr 粉末を 1 mass% の他、 ZrO_2 粉末をそれぞれに 0.08 mass%、0.39 mass%、0.77 mass% 添加し、MA 処理したのち 1073 K で固化成形した。 ZrO_2 粉末添加量は、 ZrO_2 として添加される O 量が、0.02 mass% (ZrO_2 添加量が 0.08 mass% の場合)、0.1 mass% (同、0.39 mass% の場合)、0.2 mass% (同、0.77 mass% の場合)になるようにしており、Zr 酸化物量および酸素量が強度に及ぼす影響を明確にすることが目的である。

Table 2 Fabrication proceedure of the specimens.

Steel	Primary powder (Gas-atomaized)	Quantity of added powder by MA (mass%)		MA time (h)	Extruding temperature (K)
		Zr	ZrO_2		
GA	Fe-12Cr-1Zr	—	—	—	1073
MA-1	Fe-12Cr	1.00	—	100	1023
MA-2	Fe-12Cr	1.00	—	100	1073
MA-3	Fe-12Cr	1.00	—	100	1123
MA-4	Fe-12Cr	1.00	0.08	100	1073
MA-5	Fe-12Cr	1.00	0.39	100	1073
MA-6	Fe-12Cr	1.00	0.77	100	1073
MA-7	Fe-12Cr	—	0.77	100	1073
MA-8	Fe-12Cr	—	0.77	100	1123

Table 1 Chemical compositions of primary powder (mass%).

Powder	Fe	Cr	Si	Mn	P	S	C	O	N
Fe-12Cr	Bal	12.4	<0.01	<0.01	0.003	0.001	0.002	0.07	0.002

Table 3 Chemical compositions of the specimens.

Steel	Chemical composition (mass%)								
	Fe	Cr	Zr	Si	Mn	P	S	C	O
GA	Bal	12.0	0.93	—	—	—	—	0.01	0.05
MA-1	Bal	11.8	0.88	—	—	—	—	0.07	0.09
MA-2	Bal	11.7	0.90	<0.01	0.02	<0.005	0.001	0.07	0.09
MA-3	Consist of the equivalent of “MA-2” elements								
MA-4	Bal	11.8	0.96	—	—	—	—	0.07	0.13
MA-5	Bal	11.9	1.20	—	—	—	—	0.04	0.20
MA-6	Bal	11.7	1.40	—	—	—	—	0.04	0.32
MA-7	Bal	11.7	0.49	0.05	0.01	<0.005	<0.001	0.05	0.36
MA-8	Consist of the equivalent of “MA-7” elements								

Table 4 Grain size of the specimens.

Specimen	Grain size (μm)
GA	1.0
MA-1	0.20
MA-2	0.36
MA-3	0.47
MA-4	0.23
MA-5	0.17
MA-6	0.12
MA-7	0.22
MA-8	0.55

Fig. 2 TEM Images of MA-1.

MA-7, MA-8 材は, Fe-12Cr 粉末に MA により ZrO₂ 粉末を 0.77 mass% 添加し, それぞれ 1073 K, 1123 K で固化成形した. MA-7, MA-8 材は ZrO₂ を単独で添加しており, Zr を添加した試料との比較が目的である.

各試料の固化成形後の化学組成を Table 3 に示す. MA 処理中に混入する O 量は 0.1 mass% 以下であり, 同じく C 量は 0.07 mass% 以下である. 窒素量に関しては, MA 後の増加量は, 0.01 mass% 以下であり, O および C に比べ混入量は極めて少ない. MA-1, MA-2, MA-3, MA-4, MA-5, MA-6 材で MA 時に添加した 1 mass% の Zr は, 材料中の C および O が全て ZrC あるいは ZrO₂ を生成したとしても化学量論的に不足しない量である.

試作材の組織の一例として MA-1 の押し出し後における TEM 組織¹²⁾を Fig. 2 に示す. また, 各試料の押し出し後の結晶粒径を Table 4 に示す. MA 処理により作製した試料は, いずれも数 nm~数十 nm の微粒子が分散しており, これらは主として Zr 酸化物と Zr 炭化物であることを確認している¹¹⁾. MA を加えて作製したバルク材の結晶粒径は約 0.1~0.6 μm である.

押し出し後の試験片外観を Fig. 3 に示す. 押し出し材の缶を除いた正味の試料サイズはおよそ 700 mm × φ20 mm である. 押し出し材からはそれぞれ引張試験片, シャルピー衝撃試験片を切出し評価に供した. 引張試験片およびシャルピー衝撃試験片は長手方向が押し出し方向と平行になるようにした. 引張試験片およびシャルピー衝撃試験片の形状を Fig. 4 に示す. 引張試験片は板状とし, 平行部の寸法は 4 mm × 3 mm, 標点間距離を 25 mm とした. 引張試験は, クロスヘッド速度を 0.5 mm/min とし, 室温で行った. また, 伸び計を用いて応力-ひずみ曲線および耐力を求め, 試験後の破

Fig. 3 Appearance of extruded specimens.

Fig. 4 Test pieces for a) tensile test and b) Charpy impact test.

断部形状から絞り値を算出した。絞り値は、引張試験片が板状であるため、破断部の高さおよび幅をノギスで測り簡易的に求めた。シャルピー衝撃試験は JIS (日本工業規格) V ノッチ試験片、厚さ 5 mm のハーフサイズとし、容量 300 J の試験機を用いて行った。

3. 実験結果と考察

3.1 引張試験結果

各押出し材の応力-ひずみ曲線を Fig. 5 に示す。押出し温度が異なる MA-1, MA-2, MA-3 を比較した場合、押出し温度が低いほど強度が高いことがわかる。また、MA-4, MA-5, MA-6 では、含有する Zr 量あるいは O 量が多いほど強度が高くなる傾向が認められる。これは、押出し温度や組成の違いによって結晶粒径が異なることに起因するものであり、ホールペッチの関係で整理することができる。各押出し材の 0.2% 耐力と結晶粒径を、ホールペッチの関係式で整理した結果を Fig. 6 に示す。作製材の 0.2% 耐力は $d^{-1/2}$ にほぼ比例し、ホールペッチの関係が成立していることがわかる。また、直線の傾き、および強度の水準は飛鷹らが純鉄について検討したデータ⁶⁾と近く、各押出し材を高強度化している因子は、結晶粒微細化強化が支配的であることが推測できる。

各押出し材を比較した場合、全般に強度の上昇に伴い一様伸びが減少する傾向が認められる。特に、引張強さ約 1300 MPa 以上では、一様伸びがほぼ認められなくなり弾性域を超えてから比較的早い段階でネッキングを生じる現象が認められる。結晶粒を微細化した場合、純鉄やアルミニウム合金、チタン合金においても同様な現象が報告されている^{6,13,14)}。一様伸びの減少については、材料の加工硬化率が深く関わっていると考えられている。材料が塑性変形を安定に継続していくためには、

Fig. 5 Stress-Strain curves of the bulks.

Fig. 6 Relationship between 0.2% proof stress and inverse of square root of grain size.

$$d\sigma_t/d\varepsilon_t > \sigma_t \quad (1)$$

σ_t : 真応力 ε_t : 真ひずみ

$d\sigma_t/d\varepsilon_t$: 加工硬化率

式(1)の条件を満たす必要がある。結晶粒微細化した場合では、加工硬化率に殆ど変化がないため、早い段階で塑性不安定状態(ネッキングの発生)に入ることが、一様伸びの減少する原因と考えられている¹⁵⁾。本研究で作製した試料における一様伸びの減少も、材料の欠陥等の健全性に起因するものではなく、微細結晶組織の本質的な特性の一つと考えられる。

ここで、機械的特性のうち、特に耐衝撃性(靱性)に強く影響すると予測される O について、強度との関係を考察する。著者らは、これまでに Fe-12Cr 粉末に Zr を添加し MA を加えた後、1023 K に加熱した場合に、Zr 酸化物が生成されることを明らかにしている。また、Zr 酸化物は結晶粒粗大化抑制効果が極めて高く、Zr 酸化物量が多い程、結晶粒の粗大化が抑制されやすい傾向にあることを示した¹¹⁾。同じ温度(1073 K)で押出した MA-2, MA-4, MA-5, MA-6,

Fig. 7 Effect of oxygen content on 0.2% proof stress of the bulks extruded at 1073 K.

MA-7 材の各試料の 0.2% 耐力と O 量の関係を Fig. 7 に示す。MA-7 材を除けば、固化成形温度が同じである場合、0.2% 耐力は O 量の増加に伴い高くなる傾向が明瞭に認められる。MA-2 材において、Table 3 の Zr と O 量から類推される量の Zr 酸化物 (ZrO_2 と考えた場合) が生成されていると仮定すれば、MA-2, MA-4, MA-5, MA-6 材の示すトレンドは、材料中の Zr 酸化物量に由来すると考えることができる。他方、MA-7 材では、材料中における Zr 量は、MA 時に ZrO_2 として直接添加した量のみ由来し、MA 時に混入してくる O に対して Zr が不足する状態となっている。従って、MA 時に混入する O が Zr 酸化物以外の状態で材料中に存在していることになる。即ち、MA-7 材では O 量が多いにも関わらず、0.2% 耐力が低いことは、強度向上に寄与しない(結晶粒微細化に寄与しない)酸素が多量に存在していることを示唆している。Zr 酸化物以外の O は、Fe, Cr 等の粗大な酸化物として存在しているか、旧粉末境界のコンタミとして存在していると考えられ、靱性などには悪影響を及ぼす可能性が高い。

3.2 シャルピー衝撃試験結果

各押出し材の引張強さとシャルピー衝撃値を Fig. 8 に示す。図中には市販 SUS410(焼入れ焼戻し材)¹⁶⁾、PH ステンレス鋼¹⁷⁾のデータも併記した。

Zr を添加している試料(MA-1, MA-2, MA-3, MA-4, MA-5, MA-6 材)では、約 1500 MPa まで溶製材同等以上の衝撃値を保ちながら高強度化できていることがわかる。特に 1500 MPa(MA-4 材)で市販 SUS410 および PH ステンレス鋼と比較した場合、少なくとも 3 倍以上の値を有している。但し、1850 MPa 以上(MA-5 材, MA-6 材)では著しく衝撃値が低下する傾向が認められた。一方、Zr を添加していない試料(MA-7 材, MA-8 材)では、1350 MPa 程度の強度でも著しく衝撃値が低く、Zr を添加した試料に比べ耐衝

Fig. 8 Variation of Charpy impact value and tensile strength of specimens.

Fig. 9 Appearance of the specimens after Charpy impact test.

撃性に劣っている傾向にある。

シャルピー衝撃試験後の試験片の外観を Fig. 9 に示す。高い衝撃値を示した MA-1, MA-2, MA-3, MA-4 材では試験片は分断されていない状態となっている。他方、著しく低い値シャルピー衝撃値を示した MA-5, MA-6, MA-7, MA-8 材では、殆ど塑性変形することなく脆性的な破壊を呈していることがわかる。一般に材料の靱性は、破壊を起こすのに要する単位体積あたりの仕事の目安であり、応力-ひずみ曲線の下側の面積によって推し量ることができる¹⁸⁾。Fig. 5 の

応力-ひずみ曲線からわかるように、本実験において作製した試験片は、高強度化に伴い(一様)伸びが減少しており、延性が損なわれているように見受けられる。但し、前節では、これら試料の高強度化に伴う(一様)伸びの減少は、塑性不安定に由来するものであることを説明した。ここで、延性を示す特性として絞り値に注目をする。各押出し材のシャルピー衝撃値と絞り値の関係を Fig. 10 に示す。引張試験において一様伸びが殆ど認められなかった、MA-1 材および MA-4 材においても絞り値は 50% 程度を維持しており、比較的高い延性が保たれていることがわかる。また、シャルピー衝撃値の高低が、絞り値 40~45% を境として明瞭に分かれている。従来、破断伸びが延性を示すパラメータとして用いられることが多いが、塑性不安定による一様伸びの低下が著しい超微細結晶材料では、絞り値の方が材料の延性および靱性を量る目安として適していると考えられる。

MA-8 材では比較的大きな一様伸びが発現しているにも関わらず、絞り値が 37% 程度と比較的小さく、シャルピー衝撃値も低い値である。前節では、MA-8 材とはほぼ同等の組成の MA-7 材において、強度向上に寄与しない酸素が多量に存在しており、これらは Zr 酸化物以外の酸化物として存在している可能性があることを示した。一方、超微細結晶組織を有する鉄鋼材料において、第 2 相を多量に分散させることにより加工硬化率が向上し、一様伸びの改善が可能であることが示されている^{19,20)}。MA-8 材では、多量な酸化物の分散等によって一様伸びが確保されている可能性もあるが、それら多量な酸化物が介在物として存在することにより、耐衝撃性を低下させている恐れもある。

3.3 製造プロセスの靱性への影響

MA-5, MA-6, MA-7, MA-8 材では、シャルピー衝撃試験において、殆ど塑性変形することなく脆性的な破壊を呈した。これらの脆性的破壊の原因として MA-7, MA-8 材については、先に述べた過剰な酸化物あるいは酸素が影響している可能性もあるが、その他、製造プロセス特有の影響を受けていることも考えられる。

MA 法によって超微細結晶バルクを作る場合、焼結による固化成形プロセスを経なければならない。粉末冶金材料

Fig. 10 Relationship between Charpy impact value and reduction area of specimens.

は、一般的に靱性が乏しく、例えばシャルピー衝撃試験などはノッチ無しの試験片によってなされている場合が多い^{21,22)}。粉末冶金材料が低い靱性を示す主な原因は、材料内部の気孔等の欠陥によるものであり、これらは旧粉末境界に集中する傾向がある。MA-7 材のシャルピー衝撃試験の破面断面を Fig. 11 に示す。MA-7 材では、旧粉末境界のコントラストが明瞭に認められ、き裂が旧粉末境界を進んだことがわかる。Fig. 9 から、塑性変形を殆ど伴わずに脆性破壊している試料は、壊れ方が MA-7 材と類似している。これらの試料においては、MA-7 材と同様にき裂が旧粉末境界を進展した可能性が高い。また、高い衝撃値を示した試料でも、試験片長手方向に進むき裂が認められ、材料の強度が上がるほどこの傾向は顕著になる。試験片長手方向に進むき裂は、少なからず材料中の最も脆弱な部位を伝播していると思われる。旧粉末境界がその進展経路になりやすいと考えられる。

この旧粉末境界を脆弱にしている要因は、微細な気孔が粉末表面の酸化物の存在が考えられ²³⁾、粉末冶金の製造プロセス等にかかわるところが大きい。旧粉末境界の問題は容易には解決し難いが、今後の改良によって一層の高強度-高靱性化の余地があると考えられることもできる。

Fig. 11 Cross section image of fracture surface by Charpy impact test.

4. 結 論

メカニカルアロイングと押出し法により作製した, Zr が添加された 12Cr フェライト系ステンレス鋼では, 結晶粒径約 100 nm 程度までホールペッチ則が成り立ち, その傾きは純鉄と同等である. 全般に強度の上昇に伴い一様伸びが減少し, 引張強さ約 1300 MPa 以上で殆ど一様伸びが認められなくなる. また, 作製時に Zr を添加しない場合, 強度向上に寄与しない O が多量に存在し, 靱性に悪影響を及ぼす恐れがある.

室温におけるシャルピー衝撃値は, 強度 1500 MPa 程度で, 約 3 MJ/m² であり, マルテンサイト系ステンレス鋼 SUS410 と同じ強度で比較した場合, 2 倍以上の値を示す. 但し, 強度が 1850 MPa 以上では, シャルピー衝撃値は急激に低下する傾向にある. この急激な衝撃値の低下は, き裂がバルク材の旧粉末境界を伝播する現象を伴う. 旧粉末境界の脆弱性は, 粉末冶金における製造プロセス的な問題が関係していると考えられる.

なお, 本研究は工業技術院「新規産業創出型産業科学技術研究開発制度」に基づき, 新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) より財次世代金属・複合材料研究開発協会 (RIMCOF) と共同で受託した研究成果の一部である.

文 献

- 1) S. Takaki: CAMP-ISIJ **10**(1997) 1176.
- 2) For example, JIM seminar text *Kesshouryubisaika-eno-shin-ap-proach* (2000) 1.
- 3) H. Yamada: Proc. of the first symposium on SUPER METAL: JRCM and RIMCOF (1998) 1.
- 4) S. Aihara: Proc. of 4th symposium on SUPER METAL: JRCM and RIMCOF (2001) 17.
- 5) N. Tuji: Tetsu-to-Hagane **88**(2002) 359.
- 6) H. Hidaka, Y. Kimura and S. Takaki: CAMP-ISIJ **12**(1999) 357.
- 7) Y. Kimura, S. Suejima, H. Goto and S. Takaki: CAMP-ISIJ **12**(1999) 1335.
- 8) M. Otaguchi, Y. Sakai, S. Wanikawa and K. Nagai: Collected Abstracts of the 2000 Autumn Meeting of the Japan Inst. Metals (2000) 382.
- 9) Y. Kimura, S. Suejima, H. Goto and S. Takaki: ISIJ-International **40**(2000) 174.
- 10) H. Hidaka, T. Tsuchiyama and S. Takaki: CAMP-ISIJ **13**(2000) 1152.
- 11) M. Taguchi, H. Sumitomo, R. Ishibashi and Y. Aono: J. Japan Inst. Metals **69**(2005) 444-451.
- 12) Reprinted from journal of The Piping Engineering: JAPAN INDUSTRIAL PUBLISHING CO., LTD. **44**(2002). No. 9, p. 4 (Photo 2-(b)).
- 13) N. Tuji, S. Yoshihiro and Y. Minamino: Collected Abstracts of the 2001 Autumn Meeting of the Japan Inst. Metals (2001) 121.
- 14) J. Nakahigashi and H. Yoshimura: Proc. of 43th, ISIJ Chugoku-Shikoku branch meeting (2000) 63.
- 15) K. Kawasaki, H. Hidaka and S. Takaki: CAMP-ISIJ **12**(1999) 1313.
- 16) M. Hasegawa: *Sutenresuko binran-dai 3 ban-*, (Nikkan kougyou shimbun, 1995) 500.
- 17) M. Hasegawa: *Sutenresuko binran-dai 3 ban-*, (Nikkan kougyou shimbun, 1995) 645.
- 18) Craig R. Barrett, William and Alan S. Tetelman: *THE PRINCIPLES OF ENGINEERING MATERIALS*, (English-Japanese translation title "Zairyo-kagaku 2", printed by Baifukan), (Prentice-Hall, Inc., 1973) 19.
- 19) T. Hayashi, T. Hanamura, H. Nakajima, S. Torizuka, T. Mitsui and K. Nagai: CAMP-ISIJ **12**(1999) 1312.
- 20) Y. Sakai, M. Otaguchi, Y. Kimura, A. Belyakov and K. Tsuzaki: Collected Abstracts of the 2000 Autumn Meeting of the Japan Inst. Metals (2000) 381.
- 21) For example, O. Furukimi, K. Maruta, T. Abe and S. Takajo: J. Jpn. Soc. Powder Powder Metal **37**(1990) 225.
- 22) For example, T. Tabata: J. Jpn. Soc. Powder Powder Metal **37**(1990) 391.
- 23) H. Kuroki: Hitachi Hunmatu Yakin Technical Report: Hitachi Powdered Metals Co., Ltd. **3**(2004) 1.