電子ビーム溶融法で Ni を添加した Al-Mg(5052)合金の機械的性質に及ぼす Ni 含有率の影響

坂本佳紀^{*†} 梶田伸彦^{*†} 佐貫須美子^{*}
前 健彦^{**} 能登谷久公^{*} 新井甲一^{*}

^{*}富山大学工学部物質工学科

^{**}国立富山工業高等専門学校

J. Japan Inst. Metals, Vol. 63, No. 10 (1999), pp. 1348-1355

Effect of Ni Content on Mechanical Strength of Improved Al-Mg(5052) Alloys with Ni Added by Electron Beam Alloying

Yoshinori Sakamoto^{*†}, Nobuhiko Kazita^{*†}, Sumiko Sanuki^{*},
Takehiko Mae^{**}, Hisakimi Notoya^{*} and Koichi Arai^{*}

^{*}Faculty of Engineering, Toyama University, Toyama 930-8555

^{**}Toyama National College of Technology, Toyama 930-8630

The optimum Ni content in the modified 5052 alloy by electron beam alloying was investigated based on the measurement of the mechanical strength of the modified 5052 alloys and the strength of the interface between the substrate and the modified alloys. The X-ray diffraction or EDX analysis of the precipitates, the scanning electron microscopic observations of the samples with or without modification and the fracture surfaces after tensile tests were also performed.

The main results obtained are summarized as follows:

(1) Three types of structures were observed in the modified 5052 alloys: fine Al(α) grain, Al(α) + Al₃Ni(β), and coarse Al₃Ni(β) intermetallic particles. The surface area ratio of the Al + Al₃Ni(β) eutectic structure increases with increasing Ni contents below 8 mass%, whereas the ratio decreases at Ni contents higher than 8 mass%. Furthermore, the surface area ratio of the large size Al₃Ni intermetallic compound increases with increasing Ni content. (2) The Vickers hardness of the modified alloys increases with increasing Ni content in the alloy. The mechanical strength such as the U.T.S. of the modified alloys increases with increasing Ni content below 5 mass% and the values of 300 MPa is almost constant at Ni contents from 5 mass% to 8 mass%. However, the values of the U.T.S. were reduced when the Ni content was over 8 mass%. The mechanical strength of the interface between the substrate and the modified area is stronger in comparison with that of the substrate alloy. (3) Fracture cracking initiation is observed around the coarse Al₃Ni(β) intermetallic particles. Based on the examined data, the optimum Ni content in the modified 5052 alloy was determined to be 5 to 8 mass%.

(Received May 28, 1999; In Final Form August 11, 1999)

Keywords: electron beam alloying, modified, mechanical property, aluminum-magnesium-nickel alloy, eutectic structure, intermetallic compound, Vickers hardness test, tensile test, scanning electron microscopic observation

I. 緒 言

アルミニウムおよびその合金は軽量で耐食性に優れ、かつ加工性や鋳造性が良好であるために、工業材料や軽量構造材として広く利用されているが、近年、環境保全やリサイクル性の観点から、軽量高機能化部品材料としての発展が期待されている。しかし、アルミニウム合金は材料強度や耐摩耗性が鉄鋼材料と比較して劣るため、より高度な高機能化部

品材料として発展するためには硬度、材料強度および大きい面圧荷重下での耐摩耗性の付加技術の開発が急務である⁽¹⁾。

溶融合合金化法⁽²⁾⁻⁽⁶⁾で改質したアルミニウム合金の硬化層は深く、軽量高機能化部品の製造に有利であるが、改質処理材の材料特性や耐食性に関する検討は必ずしも十分ではない。

著者らは先に電子ビームを用いた溶融合合金化法で一定量の Cu や Ni を添加して部分改質した5000番系 Al-Mg 合金の機能性の評価に関する研究を行い、これらの改質処理材では引張強さが増加して材料強度が改善される反面、耐食性は基材に比較して劣化して使用環境が限定される可能性を指摘した⁽⁷⁾⁽⁸⁾。

[†] 富山大学大学院生 (Graduate Student, Toyama University)

一方、部分改質法で製造した高機能化部品材料では改質部の材料特性および基材との境界部の強度の評価が重要であるため、Al-Mg(5052)合金の基材を選定し、改質部の材料特性および基材境界部の強度に及ぼす Cu 含有量の影響を検討し、その結果を報告した⁽⁹⁾。

本研究では電子ビーム合金化法で Ni を添加して部分改質した Al-Mg(5052)合金(以後5052合金と称す)の改質部の材料特性および改質部と基材境界部の強度に及ぼす Ni 含有率の影響を定量的に評価し、最適 Ni 添加量を実験的に求め、軽量高機能性部品材料としての適応性を評価した。

II. 実験方法

1. 供試材

本研究では改質用基材として Al-Mg(JIS 5052)合金の押出材を選定し、これを 25 mm×150 mm×50 mm の直方体状に仕上げ、その基材上部中央に幅 2 mm、深さ 2 mm の溝を切り、この部分に Ni 線を置き、Table 1 に示した条件で上部より電子ビームを1.5往復照射して溶融合金化した。Ni 含有率は Ni 線の太さおよび数で調節し、電子ビームの照射条件は一定とした。本研究での合金化条件は前報⁽⁸⁾に示した条件と比較してビーム電流を300%、基材の移動速度を75%にすることにより、単位面積当たりの電子ビームの照射量の増加を計った。上述した合金化条件によって作製した供試材では、改質部の Ni 含有率を大幅に変化させることならびに改質部の断面積の増加が可能である。

本実験に用いた基材および改質材の改質部の化学組成を Table 2 に示す。基材および改質部の分析用試料はそれぞれの試験片の中央部より採取した。基材の Mg 含有率は 2.35 mass%を示し、その他の微量元素として Fe, Si, Mn および Zn 等が含まれている。改質部の Ni 含有率は 2~15 mass% の範囲内で変化させ、組成の異なる 8 種類の改質材を調製した。改質部の Mg 含有率は基材に比べていずれの試料でも 1/2 程度に減少するが、これは高温および高真空下で蒸気圧の高い Mg が蒸発飛散するためである。

2. 組織観察

改質処理用基材および改質部の組織観察用試験片はエメリー紙およびバフで研磨した後、SEM による組織観察を行った。また、改質処理によって晶出する組織の形態分析は X 線回折ならびにエネルギー分散型 X 線分析装置(EDX)を併用して行った。

3. 材料特性の評価方法

改質処理用基材および改質部の材料特性の評価に用いた各試験片の模式図を Fig. 1 に示す。改質部の材料強度を測定するために、改質部に平行な試験片 A および改質部と基材の境界部の引張強さを評価するために、改質部に直角方向の試験片 B の 2 種類を JIS 6 号試験片に準じて作製した。試

Table 1 Improved treatment conditions of the electron beam melting process.

Improved condition	Previous work ⁽⁸⁾	Present work
Accelerating voltage	60 kV	60 kV
Electron beam current	30 mA	90 mA
Traveling velocity	6.67 mm/s	5 mm/s
Length of electron beam	20 mm	20 mm
Frequency	20 Hz	20 Hz
Vacuum	6.67×10^{-2} Pa	6.67×10^{-2} Pa

Table 2 Chemical compositions of the 5052 Al-Mg alloy substrate and the improved specimens used.

Samples	Chemical composition (mass%)									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Al
5052	0.05	0.32	0.05	0.08	2.35	0.25	0.02	0.01	0	bal.
No. 1	—	—	—	—	0.92	—	—	—	2.20	bal.
No. 2	—	—	—	—	0.94	—	—	—	2.36	bal.
No. 3	—	—	—	—	1.04	—	—	—	4.49	bal.
No. 4	—	—	—	—	1.16	—	—	—	4.89	bal.
No. 5	—	—	—	—	0.93	—	—	—	7.79	bal.
No. 6	—	—	—	—	0.83	—	—	—	8.30	bal.
No. 7	—	—	—	—	0.86	—	—	—	11.3	bal.
No. 8	—	—	—	—	0.79	—	—	—	15.1	bal.

—: not measured
bal.: balance

験片 B における改質部の長さは約 10 mm で平行部のほぼ 50%を占める。各試験片はエメリー紙およびバフ研磨した後水洗および乾燥して測定に供した。硬さ測定はマイクロビッカース硬さ計を用いて荷重 1.96 N で、引張試験はインストロン型試験機を用い、室温で初期ひずみ速度 $8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の測定条件で行った。

III. 実験結果および考察

1. 改質処理に伴う組織変化

溶融合金化法で Ni を添加して部分改質した5052合金の改質部の組織は溶融状態からの冷却速度が速く非平衡凝固するために、その組織形態は Al-Ni 系平衡状態図⁽¹⁰⁾から予想される組織とは大きく異なる可能性が示唆される。そこで改質部の組織変化と Ni 含有率の相関性について検討した。Fig. 2 には改質部の組織変化に及ぼす Ni 含有率の影響を示した。5052合金に Ni を添加して改質処理を施すとその組織は基材に比較して著しく微細化し、その結晶粒径は 10 μm 以下である。平衡状態では亜共晶領域にある Ni 含有率が 5 mass% までの試験片では初晶の Al(α)固溶体結晶の周囲に共晶組織と考えられる組織が晶出する。一方、Ni 含有率が 8 mass% 以上の過共晶の範囲では、初晶と考えられる白色の Al_3Ni

Fig. 1 Schematic illustration of the preparation of test specimens.

Fig. 2 Effect of Ni content on the scanning electron micrographs of the substrate and the improved 5052 alloy.

(β)金属間化合物と灰色の $\text{Al}(\alpha) + \text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 共晶組織および黒色の $\text{Al}(\alpha)$ 固溶体の 3 種類と組織が共存している. この現象は熔融状態のときに Ni 濃度が過共晶組成の部分と亜共晶組成の部分で形成され, それぞれが急冷凝固したためであると考えられる. しかし本改質材ではコロニー状の $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$

と $\text{Al}_3\text{Ni}_2(\gamma)$ の包晶組織⁽⁸⁾の生成は観察されなかった.

Fig. 3 は改質部の拡大した組織図の典型的な例として, Ni 含有率が 4.49 mass% と 7.79 mass% の組織を示した. 4.49 mass% Ni の試料では初晶の $\text{Al}(\alpha)$ 固溶体の周囲には結晶粒径が微細な $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 粒子と $\text{Al}(\alpha)$ 固溶体から構成され

Fig. 3 Higher magnification SEM micrographs of the improved 5052 alloy.

たラメラ状の共晶組織および結晶粒径が $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上の $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物が晶出しているのが観察される。

7.79 mass% Ni の試料ではラメラ状の共晶組織、初晶の $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物およびこれらの周囲には $\text{Al}(\alpha)$ 固溶体結晶が晶出しているのが観察される。しかし、いずれの試験片においても $\text{Al}(\alpha)$ 固溶体、共晶組織および $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上の粗大な金属間化合物が共存した組織形態を示し、これら組織の晶出面積は Ni 含有率に依存して変化する。

上述したように、改質部の組織形態は $\text{Al}(\alpha)$ 固溶体、共晶組織および粗大な $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の 3 種類が共存するが、各組織の晶出面積比は Ni 含有率に依存して変化する。後述する改質部の材料特性に影響を及ぼす可能性がある。そこで改質部の単位面積に占める各組織の面積率を測定した。

Fig. 4 には共晶組織、 $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物および全 $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の晶出面積率の計算値を Ni 含有率の関数として示した。全 $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の晶出面積は拡大した組織図から共晶組織中の Al_3Ni 粒子の面積率を求め、その値と実測した共晶組織の面積率から共晶組織中の $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の面積を算出し、算出した値と実測した粗大な $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物との和として示した。共晶組織中の $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 粒子の面積は測定する箇所により若干異なっていたが、いずれの試料でも共晶面積の約 30~50% を占めている。従って、共晶組織に占める $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 粒子の晶出面積は平均値 40% と仮定して計算した。改質部の各組織の単位面積に占める割合は Ni 含有率に依存して変化する。共晶組織の面積率は Ni 含有率が約 8 mass% でピークに達し、それより低濃度範囲では含有率の増加に伴って増大するのに対して、高濃度範囲では含有率の増加に伴って逆に減少傾向を示す。また $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上の粗大な $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の晶出面積率は Ni 含有率が 8 mass% 以下の領域では含有率の増加に伴う増加割合は小さく 10% 以下であるのに対して、Ni 含有率が 8 mass% 以上の領域では、面積率は直線

Fig. 4 Relationship between the surface area ratios of various structures and the Ni content in the improved 5052 alloys.

的に増加し 15 mass% Ni 含有試料ではその値は 35% を示す。一方、全 $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の晶出面積の計算値は Ni 含有率の増加に伴って直線的に増加し、Ni 含有率が 15 mass% の場合にはその値は約 45% に達する。

2. 改質部の材料特性の評価

溶融合金化法で Ni を添加し部分改質した 5052 合金の改質部の材料特性を評価するために硬さ測定、引張試験および SEM による破断面の組織観察を行って検討した。

(1) 改質部の硬さと組織変化の対応性

Fig. 5 に改質部の硬さを全 $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の晶出面積率 (Fig. 3 参照) の関数として示した。改質部の硬さは全 $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の晶出面積率の計算値の増加に伴って増大し、晶出面積率が 45% の場合に Hv 値が約 105 を示す。これは基材の硬さの約 2 倍に相当する。改質部の硬さの増加要因として $\text{Al}(\alpha)$ 固溶体結晶の微細化や非平衡凝固に伴う過飽和度の増加による固溶硬化および全 $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の晶出面積率の増加等が考慮される。しかし、改質

Fig. 5 Relationship between the micro-vickers hardness and the calculated total surface area ratios of the $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ inter-metallic compound precipitates.

部の硬さ変化と全 $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の晶出面積率の間には良い対応性が見られることから、改質部の硬さ増加の主要因は Ni 含有率の増加に伴う $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の晶出面積の増加に起因するものと推定される。

(2) 改質部の引張強さと Ni 含有率の相関性

改質部の引張強さに及ぼす Ni 含有率の影響を明確にするために試験片 A を用いて引張試験を行い、その応力-ひずみ曲線の代表例を Fig. 6 に示した。基材の応力-ひずみ曲線では弾性変形後、セレーションを伴って塑性変形し、ひずみが約 30% を越えると破断する。改質部では引張強さおよび耐力は増加するが、伸びは逆に減少する。特に最も Ni 含有率の多い 15 mass% の試料では弾性ひずみのみで破断する。

上述した応力-ひずみ曲線より改質部の材料特性を評価するパラメータとして引張強さ、0.2% 耐力および伸びを求め、改質部の Ni 含有率の関数として Fig. 7 に示した。Ni 含有率が 2.36 mass% の試験片では 0.2% 耐力は基材のそれとほぼ同一であるが、Ni 含有率の増加に伴ってその値は増加し 15 mass% Ni の試料で基材の約 1.5 倍の値を示す。引張強さは Ni 含有率が 5 mass% までは含有率の増加に伴って増大し、最大値 300 MPa を示すが、この値は基材の約 1.4 倍に相当する。しかし、Ni 含有率が 8 mass% 以上の範囲では引張強さは逆に減少傾向を示す。一方、伸びは改質部の Ni 含有率の増加に伴って減少するが、5 mass% Ni の試験片では約 10% の伸びを保持している。この値は JIS 規格に記載のアルミニウム合金鋳物の伸びの値より大きく⁽¹¹⁾、構造物として本改質材の信頼性が高いことを示している。しかし Ni 含有率が 8 mass% 以上の範囲ではいずれの試料でも伸びは 5% 以下に減少する。

次に、引張強さと改質部の組織変化との相関性を明らかにするために試験片 A の破断部近傍および破面の組織観察を行って検討した。Fig. 8 には破断部近傍の組織観察結果を示した。Ni 含有率が 2.36 mass% と低い試験片では初晶の $\text{Al}(\alpha)$ 固溶体結晶の周囲に晶出している粒径が 2 μm 以上の

Fig. 6 Effect of Ni content on the stress-strain curves of the improved 5052 alloy at the initial strain rate of $8.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. (a) 5052 alloy (b) Ni content: 4.86 mass% (c) Ni content: 15.1 mass%.

Fig. 7 Effect of Ni content on the mechanical properties of the improved 5052 alloys.

粗大な $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物に割れが生じているのが観察された。しかし $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の剥離や共晶組織での割れはほとんど確認されなかった。この傾向は Ni 含有率が 8.30 mass% の試験片でも類似しているが、8.30 mass% の高 Ni 含有率の試験片では初晶の $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物に多くの割れが発生しているのが見られる。これらの割れは引張応力方向とほぼ垂直に成長するが、 $\text{Al}(\alpha)$ 固溶体結晶で割れの進行が阻止されている。

Fig. 9 は破断面の二次電子像および反射電子の組成像を示したものである。反射電子像では黒色の部分が $\text{Al}(\alpha)$ 固溶体結晶、白色の部分が $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物を示している。試験片 A の破断面の二次電子像から、2.36 mass% Ni の試験片では全面に延性破断特有のディンプルが観察される。反射電子像からディンプルの中心には白い数 μm の $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の介在物が確認できる。一方、8.30 mass% Ni の試験片の二次電子像では 2.36 mass% Ni と同様に塑性変形を示した組織のほかに、粗大な $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の晶出部分でへき開破断したと考えられる非常に平滑な組織が

Fig. 8 Scanning electron micrographs for the fracture surface of the improved 5052 alloy during the tensile test.

Fig. 9 Scanning electron micrographs of the fracture surface's cross-section of the improved 5052 alloy during the tensile test.

Fig. 10 Schematic illustration of the fracture surface of the Type B during the tensile test and its scanning electron micrograph.

観察される。この平滑な組織は反射電子像から $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物であることが確認された。

上述した結果より、改質部の破断では最初に $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属化合物が脆性破断し、その後 $\text{Al}(\alpha)$ 固溶体や共晶部分が延性破断するものと考えられ、粗大な $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物の増加が U.T.S. や伸びが減少する要因であると推定される。

3. 改質部と基材の境界部の引張強さ

部分改質法を適用して軽量高機能化部品材料を製造する場合には、改質部と基材境界部の強度の強弱が機能性の評価に関して重要な因子の一つである。そこで試験片 B を用いて引張試験を行って検討した。応力-ひずみ曲線は図示しなかったが、いずれの試験片でも引張強さおよび 0.2% 耐力は基材のそれとほぼ同一程度で、伸びは基材の値に比較して約 50% の一定値を示した。また、破断部は Fig. 10 に示したように、改質部の Ni 含有率に依存せずいずれの Ni 含有率でも基材側で破断しており、引張試験前後で改質部やその境界部において割れの発生などの変化は見られず、改質部や境界部は基材より引張強さが大きく、換言すれば電子ビーム熔融合金化法で Ni を添加して部分改質した Al-Mg 合金の機能性向上の評価は改質部の材料特性によって行えると考えられる。

IV. 高機能化部品材料としての適応性

本研究では電子ビーム合金化法で Ni を添加し部分改質した 5052 合金の改質部の引張強さや硬さに及ぼす Ni 含有率の影響を評価し、最適 Ni 含有率を実験的に求め、高機能化部品材料としての適応性を評価した。その結果改質部の Ni 含有率が 5~8 mass% の範囲では引張強さおよび硬さはそれぞれ 300 MPa ならびに $H_v = 75 \sim 85$ を示し、これらの値は基材に比較して約 1.5 倍に相当し、改質効果が著しいことを示している。さらに Ni 含有率が 5 mass% の試験片でも伸びは 10% 程度を示し、改質部と基材の境界部の引張強さも良好であることから、本改質材は軽量高機能化部品材料としての適応性を具備しており、その最適 Ni 含有率は 5~8 mass% 程度である。

しかし、粗大な $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ 金属間化合物やコロニー状の $\text{Al}_3\text{Ni}(\beta)$ と $\text{Al}_3\text{Ni}_2(\gamma)$ 包晶組織の晶出は引張強さや伸びを減少させ⁽⁸⁾、改質部の材料特性の劣化因子となるため、改質部の組織の均一化が望ましい。

V. 結 論

本研究では改質処理用基材として 5052 合金を選定し、改質部の材料特性ならびに改質部と基材の境界部の引張強さに

及ぼす Ni 含有率の影響を明確にするために、硬さ試験、引張試験、および SEM による組織や、破断面の観察を行い、最適 Ni 添加量を実験的に求めた。

本研究で得た主要な結果は以下のように要約できる。

(1) 改質部の組織は Al(α)相は、Al-Al₃Ni 共晶組織、粗大な Al₃Ni の 3 種類が共存する。

(2) 改質部の硬さは Ni 含有率の増加に伴って増大するが、これは組織中の全 Al₃Ni 金属間化合物の晶出面積率に依存する。

(3) 改質部の機械的性質のうち U.T.S. は Ni 含有率が約 5 ~ 8 mass% で最大値約 300 MPa を示す。しかし Ni 含有率がそれ以上では逆に減少傾向を示す。

(4) 引張試験における割れの発生点は粗大な Al₃Ni であり、Ni 含有率が 8 mass% 以上での引張強さおよび伸びの低下は Al₃Ni 金属間化合物の面積率および数の増加に伴う割れの発生源の増加、および金属間化合物以外の組織の割合の減少に起因する。

(5) 改質部と基材の境界部における引張強さは基材のそれと比較して大きく、境界部が本改質材の弱点になる可能性は

少ない。

文 献

- (1) S. Takahashi and M. Tanaka: J. Light Metal Welding & Constraction, **33**(1995), 101-110.
- (2) H. Neunzig und V. Röhrig: Metall., **41**(1964), 590-594.
- (3) H. Tachikawa and T. Arai: J. Surface Finishing Society Japan, **44**(1998), 320-325.
- (4) S. Tomida, K. Nakata and F. Matsuda: J. Japan Inst. Light Metals, **44**(1994), 263-268.
- (5) S. Tomida: J. Surface Finishing Society Japan, **43**(1992), 181-187.
- (6) F. Mansfeld and Y. Wang: Mater. Sci. Eng. A, **198**(1995), 51-61.
- (7) Y. Sakamoto, T. Shibuta, S. Sanuki, T. Mae, H. Notoya and K. Arai: J. Japan Inst. Metals, **62**(1998), 181-188.
- (8) Y. Sakamoto, T. Mae, S. Sanuki, H. Notoya and K. Arai: J. Japan Inst. Metals, **62**(1998), 436-443.
- (9) Y. Sakamoto, M. Terabayashi, N. Kazita, S. Sanuki, T. Mae, H. Notoya and K. Arai: J. Japan Inst. Metals, **63**(1999), 924-930.
- (10) M. F. Singleton: *Binary Alloy Phase Diagrams*, 2nd Edi., The Materials Information Society, Vol. 1, (1985), 181-183.
- (11) JIS H5202, JIS Handbook, (1995), p. 846-847.