

アルミニウム合金製高力ボルトの開発

大阪職業能力開発短期大学校

山 本 浩 二

The Development of High Tensile Aluminum Alloy Bolts

Koji YAMAMOTO

要約 今日、アルミニウム構造体を締結しているボルト材として炭素鋼やステンレス鋼が多く使用されている。しかし、炭素鋼やステンレス鋼を使用した場合、アルミニウムとは異種金属となるので熱膨張係数が異なり、締結部品への過負荷を生じたり、局部電池が形成されてアルミニウム材が孔食を起こす要因となる。このような問題を解決するためにアルミニウム製高力ボルトの研究開発に取り組んだ。

高力アルミニウム材としてはA7075があるが、応力腐食割れを生じるといわれている。そこでこの問題を解決するためには過時効処理が必要となるが、強さが低下する。そこでJIS規格を満足する強さを保証しつつ、応力腐食割れに強いアルミニウム合金を開発することにした。

本報告では、研究開発におけるプロセスと結果について述べている。

I はじめに

1.1 本研究の目的

一般的に、アルミニウム構造体を締結しているボルトとして、炭素鋼やステンレス鋼製ボルトが多く使用されている。しかし、この場合には、構造体とボルト材とは異種金属となるので、熱膨張係数の違いによるボルト材への過負荷となり、さらに、局部電池の形成によって、構造体への孔食も問題となる。

そこで、本研究の目的は、高い引張強さと耐応力腐食割れ性（耐SCC性）をもった、アルミニウム合金製のボルトを開発することである。

1.2 本研究の内容

アルミニウム合金製ボルトの機械的性質として、JISは、引張強さ510N/mm²、耐力440N/mm²、伸び7%以上と規定している。この規格に合致したアルミニウム合金製ボルトとして、A7075のT6処理（溶体化処理後、人工時効硬化処理）材がある。

しかし、この材料は一般的に、応力腐食割れを起こ

しやすいと言われており、この問題を解決するにはT73処理（溶体化処理後、過時効処理）が必要となる。この処理では引張強さ、耐力とも5～15%低下する⁽¹⁾と報告されている。

そこで強さの低下を防ぎつつ、耐SCC性を向上させることを目的として、RRA処理（溶体化処理後、復元・再時効硬化処理）（以下T77処理と呼ぶ）が適しているという報告⁽¹⁾⁽²⁾と、焼入れ感受性の小さい材料としてA7050材があるという報告⁽¹⁾⁽²⁾から、A7050材を選定し、T771処理（溶体化処理後、人工時効硬化処理・復元・人工時効硬化処理）を基本の熱処理として設定した。

一方、強さの低下は、結晶粒を微細化することによっても防止できると考えられるので、結晶粒の大きさと加工率との関係を求めた。ここで述べている加工率とは、A7075材及びA7050材を焼きなまし処理し、H12の冷間加工を施してφ10.2mmの丸棒とし、このボルト用材料にたいして加工後における断面積と、その原断面積との差の原断面積にたいする百分率である。

これらのことから、A7075材のT6処理とT73処理、

及びA7050材のT771処理の断面組織観察を行い、断面組織の相異による機械的性質及び耐SCC性への影響と、結晶粒径に及ぼす加工率の影響を比較検討し、高い引張強さと耐SCC性をもったアルミニウム合金製ボルトの最適材種とその熱処理条件及び加工率を確立することにした。

II 実験方法

2.1 試料の製作

(a) 素 材

A7075材は市販材を使用し、A7050材は一般的に市販されていないので、枚方企業団地協同組合の事業主団体に特別注文した。A7050材の化学組成は表1に、表2にはA7075材の化学組成を示す。

表1 試料の化学組成 (mass%)

Al材	Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Ti	Zr	Al
A7050	0.05	0.11	2.26	2.21	6.27	0.02	0.10	殘

表 2 A7075材の化学組成 (mass%)

Al材	Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Ti	Cr	Al
A7075	0.09	0.18	1.67	2.48	5.81	0.04	0.18	残

また、これらのアルミニウム合金にたいして、不均一冷却などによって生ずる内部ひずみ、残留応力を除去し、試料への条件をそろえるために、焼きなまし処

理した。その後、ねじ転造を容易にするためH12（引張強さ200N/mm²・伸び15%）の冷間加工材を得るために事業主団体に注文して用いた。形状は、 $\phi 10.2$ mmの丸棒である。

(b) 押出成形

使用したタイスとパンチピン及び押出ピンを、それぞれ図1・図2・図3に示す。この金型で、加工率を10%から70%に変化させて、押出成形加工を、事業主団体にて実施した。

(C) 熱処理条件

表3にA7075材のT6処理条件を、表4にはT73処理条件を、表5にA7050材のT771処理条件をそれぞれ示し、図4には、T6・T73・T771の各処理の加熱サイクルを示す。

表3 A7075材のT6処理条件

処 理 名	温 度	時 間
溶 体 化	470 °C	2 hr
時 効	120 °C	24 hr

表4 A7075材のT73処理条件

処 理 名	温 度	時 間
溶 体 化	470 °C	2 hr
時 効	110 °C ~ 115 °C	6 ~ 8 hr
	175 °C ~ 180 °C	8 ~ 10 hr

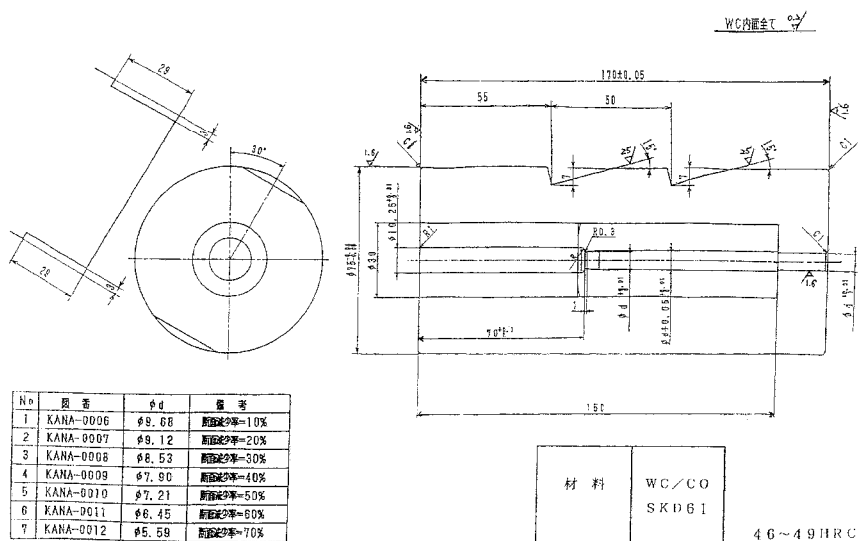


図 1 ダイス

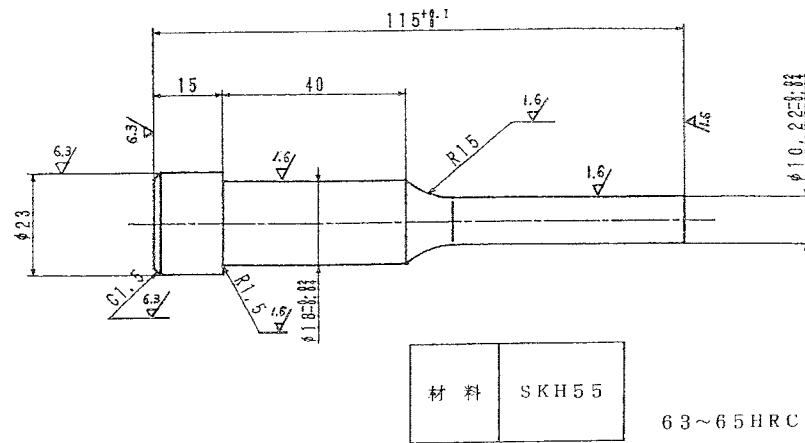
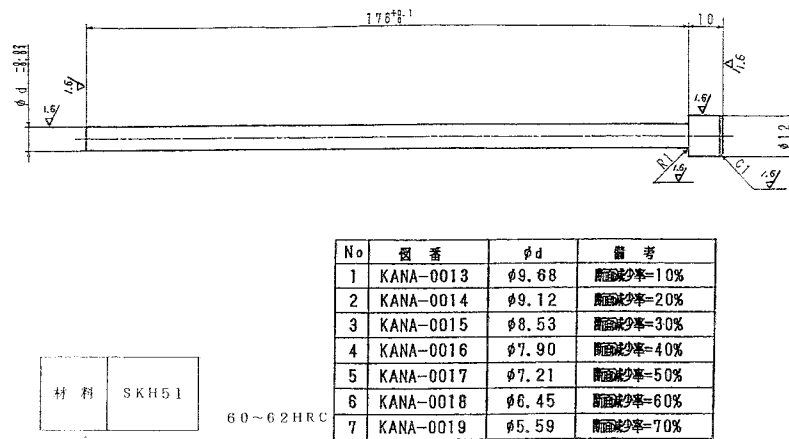


図2 パンチピン



No	図番	φd	備考
1	KANA-0013	φ9.68	断面減少率=10%
2	KANA-0014	φ9.12	断面減少率=20%
3	KANA-0015	φ8.53	断面減少率=30%
4	KANA-0016	φ7.90	断面減少率=40%
5	KANA-0017	φ7.21	断面減少率=50%
6	KANA-0018	φ6.45	断面減少率=60%
7	KANA-0019	φ5.59	断面減少率=70%

図3 押出ピン

表5 A7050材のT771処理条件

処 理 名	温 度	時 間
溶 体 化	410 °C	2 hr
	430 °C	2 hr
	450 °C	2 hr
	470 °C	2 hr
	490 °C	2 hr
	510 °C	2 hr
時 効	120 °C	24 hr
復 元	200 °C	20 min
再 時 効	120 °C	24 hr

2.2 試料の解析方法

(a) 走査型電子顕微鏡(SEM)による金属組織観察

表6に示すケラー試薬をもちいて、25°Cに加熱後、5分間の化学的湿式エッチングを行い、組織観察した。

表6 ケラー試薬

試 薬	量
H ₂ O	995 ml
HF	1 ml
HCl	1.5 ml
HNO ₃	2.5 ml

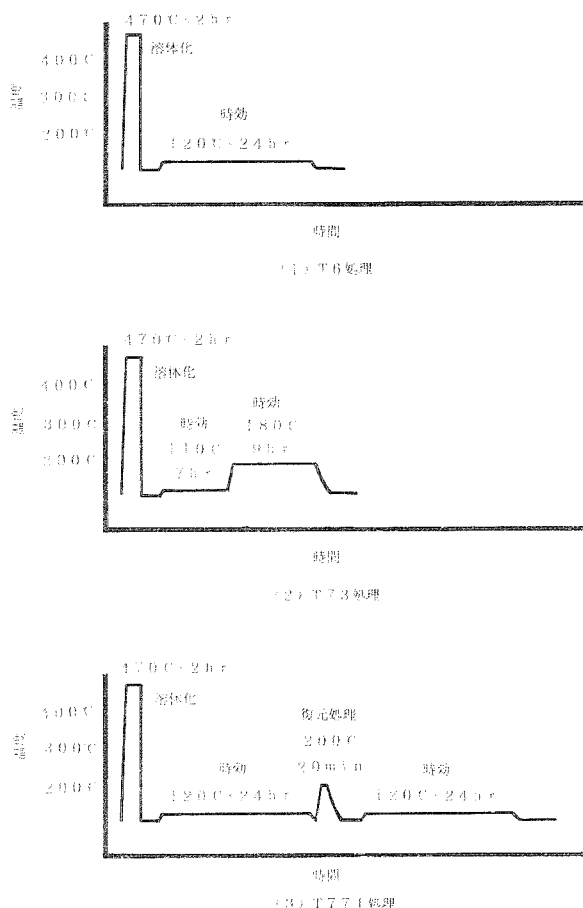


図4 各熱処理の加熱サイクル

(b) ビッカース硬さ試験

試験機は微小硬度計（形式：MVK-G3）を使用し、試験荷重0.49N、荷重保持時間15sec、試験温度は常温で実施した。

(c) X線回折試験

デフラクトメータを用い、管電圧35kV・管電流15mAでCoK α 線を使用した。

(d) 結晶粒径の測定

#600・#1000・#1200のエメリーペーパーで研磨後、切削油(500ml)中に、市販の1 μ m粒径のアルミナ粉末(20g)を混入し、バフ研磨、再度切削油(500ml)中に、0.3 μ m粒径のアルミナ粉末(20g)を混入し、バフ研磨した。

その後、切削油のみで研磨仕上げを行い、その試料をバーカー処理した。バーカー処理装置の模式図は図5に、処理条件は表7に示す。電極は、試料表面に発生ガスが付着しないように設置した。

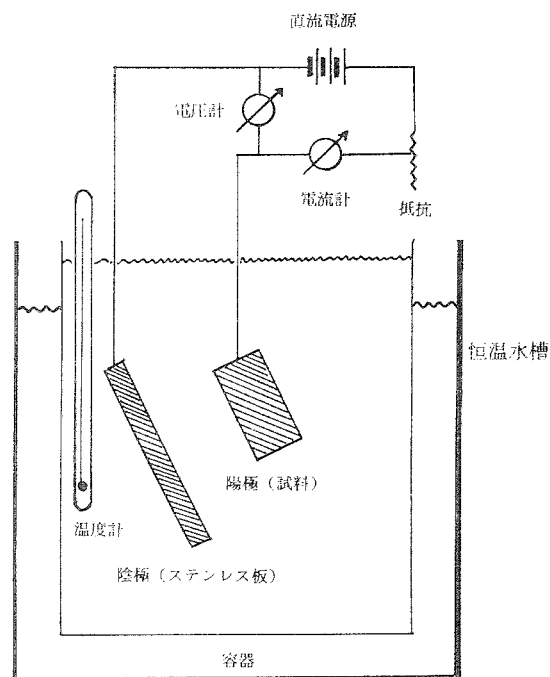


図5 バーカー処理装置の模式図

表7 バーカー処理条件

電解質溶液	H ₂ O : 300 ml HBF ₄ : 10ml
温度	20 °C
前処理腐食時間	10 sec
電圧	24.5V~25V
電極間距離	15 mm ~ 20 mm
時間	105 sec

陽極の試料には、Ti製のクリップを使用して固定し、陰極のステンレスの板は30mm×70mmとした。初回は不要な試料で行い、電解質溶液とアルミニウム合金とをなじませた後、必要とする試料でバーカー処理した。

バーカー処理後、この試料は偏光顕微鏡により観察し、結晶粒の大きさを測微接眼レンズのスケールにより、インターセプト法で測定した。測定箇所は試験片表面より中心部まで測定し、結晶粒の数は200個以上読み取り、その平均を結晶粒の大きさとした。

(e) 引張試験と腐食環境下での疲労試験

図6と図7に、今回用いた腐食環境下での回転曲げ疲れ試験機を示す。

この試験機は事業主団体が開発したものである。試験機の回転数は500r.p.mで、腐食液は3%NaCl水溶液とし、滴下量は3.5ml/minとした。

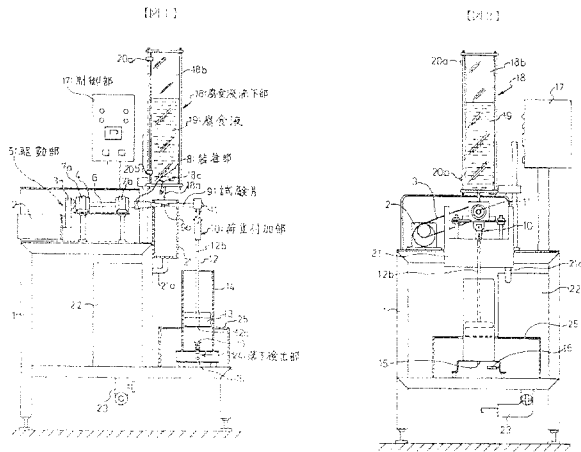


図6 腐食環境下での回転曲げ疲れ試験機

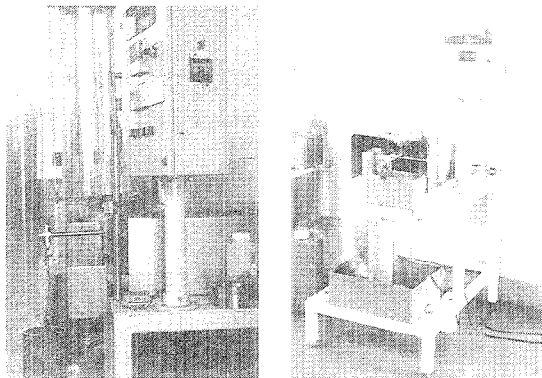


図7 腐食環境下での回転曲げ疲れ試験機

III 実験結果と考察

ケラー試薬を用いてエッチングしたA7075材のT6処理と、T73処理、及びA7050材のT771処理を施した試料の断面組織を図8・図9・図10に示す。

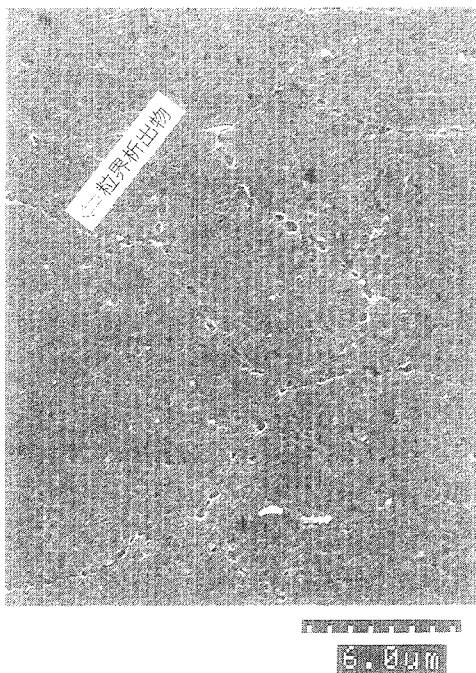


図8 A7075材のT6処理を施した試料の断面組織（腐食液:ケラー試薬）

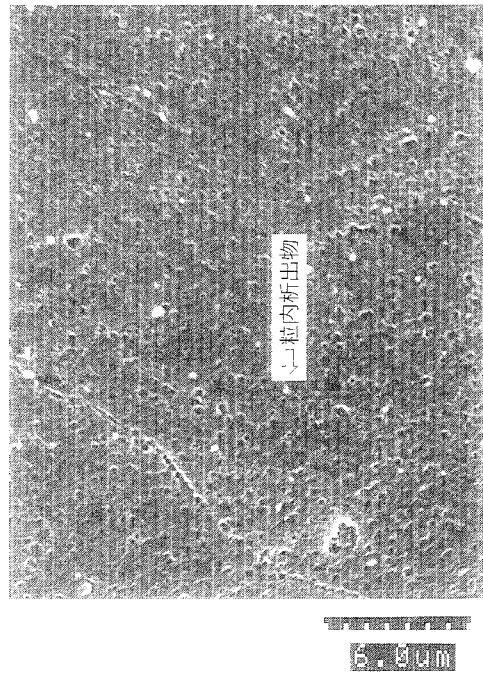


図9 A7075材のT73処理を施した試料の断面組織（腐食液:ケラー試薬）

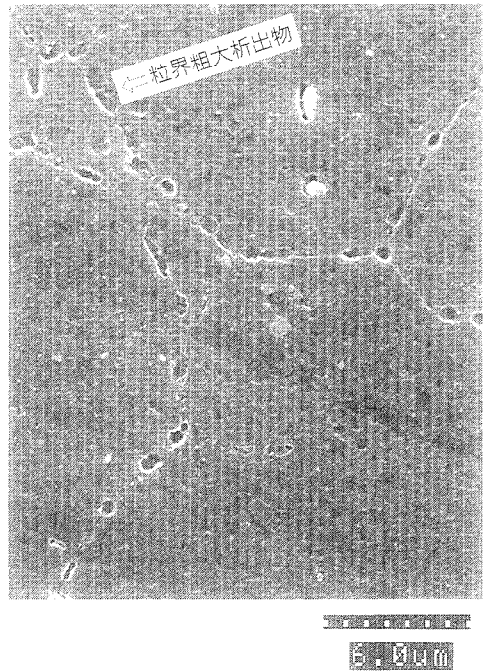


図10 A7050材のT771処理を施した試料の断面組織（腐食液:ケラー試薬）

図8より明らかに、A7075材のT6処理には粒界析出物が微細析出しているのが認められる。このことが、耐S C C性の劣化の原因であろうという報告¹⁴⁾がある。また図9からT73処理したA7075材は、粒界と粒内の区別が明瞭につきにくいほど、粒界だけでなく粒内にも多数の析出物が存在し過時効となっており、強さの低下が考えられる。

一方、図10に示すように、T771処理したA7050材は、結晶粒界に粗大な析出物は認められるが、粒内には析出物はほとんど存在していない。このことは、A7050材のT771処理が、強さの低下を防ぎつつ、耐S C C性の向上にたいして、有効な処理であると考えられるので、機械的性質を確認するため、引張試験を実施した。

その結果を表8に示すが、A7075材のT6処理材よりも、T73処理材の方が、引張強さ、耐力とも14%低下した。これは、T73処理すると、T6処理よりも引張強さ、耐力とも5～15%低下するとの報告⁽¹⁾と、よく一致している。また、A7050材のT771処理材は、A7075材のT6処理材と比較しても、引張強さ、耐力とも低下していない。

表8 加工率50%(M6×40)の試料における機械的性質

種類(処理)	引張り強さ	耐力	伸び
A7075 (T6 処理)	564 N/mm ²	483 N/mm ²	9 %
A7075 (T73 処理)	484 N/mm ²	414 N/mm ²	14 %
A7050 (T771 処理)	591 N/mm ²	485 N/mm ²	7 %

図11は、A7050材のT771処理した試料表面から得られたX線回折図形を示している。明らかにAlの回折線は認められる。しかしAlとCu・Mgの化合物、及びMgとZnの化合物も認められるが、粒界析出物を同定するまでには至らなかった。故にそのまま粒界析出物と呼ぶこととする。

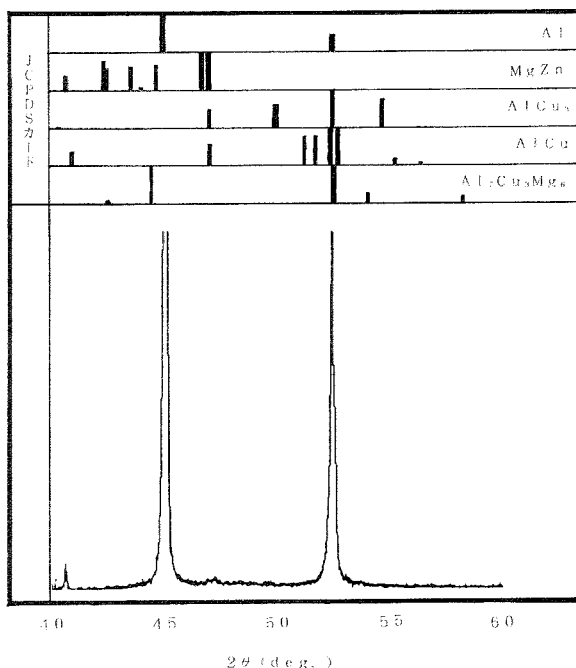


図11 T771処理した7050材の表面から得られたX線回折図形

図12に、A7050材のT771処理した試料の心部における硬さに及ぼす加工率と溶体化処理温度の影響を示す。

加工率を10%から70%へ変化させると、いずれの溶体化処理温度についても硬さは大きな変化がみられない。これは加工した後、溶体化処理しているので加工硬化の影響が消失し、硬さが加工率にたいして鈍感になったことを示していると考えられる。

しかし、溶体化処理温度が増加するにしたがって、心部の硬さは、いずれの加工率においても増加している。このことは心部の硬さが、溶体化処理温度には敏感であることを示しており、これは溶体化処理において、溶質原子が十分に基地中に固溶した結果、時効硬化処理での溶質原子による格子ひずみを生じ、硬化したものと推察される。

図13は、A7050材のT771処理した試料の表面部における硬さに及ぼす加工率と溶体化処理温度の影響を示す。

加工率 (%)	溶体化温度(°C)					
	410	430	450	470	490	510
10	164	175	178	184	187	178
20	151	163	164	171	177	175
30	158	169	184	182	182	191
40	158	175	187	177	184	182
50	159	168	170	187	183	187
60	162	171	169	175	184	177
70	159	174	172	179	182	186

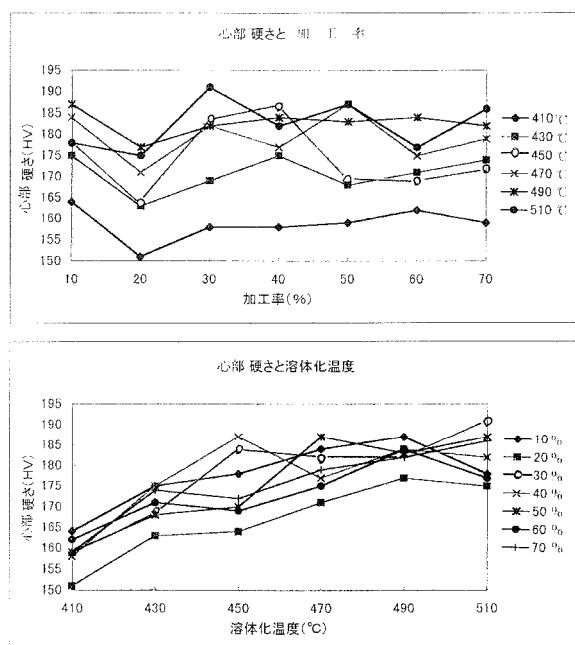


図12 A7050材のT771処理した試料の心部における硬さに及ぼす加工率と溶体化処理温度の影響

		溶体化温度(°C)					
加工率(%)		410	430	450	470	490	510
		171	172	181	183	194	181
10		166	175	178	181	185	183
20		164	171	188	182	184	174
30		173	172	178	182	181	182
40		171	175	186	187	192	186
50		161	173	178	190	189	185
60		152	177	183	185	185	165
70							

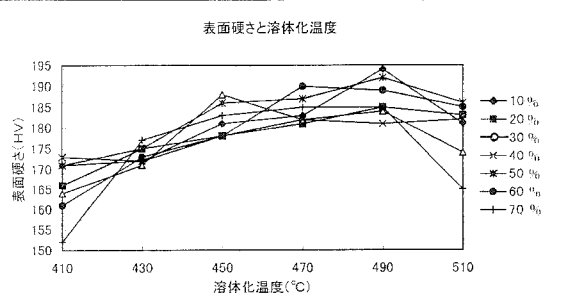
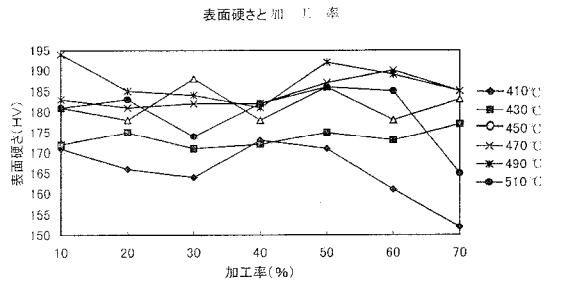


図13 A7050材のT771処理した試料の表面部における硬さに及ぼす加工率と溶体化処理温度の影響

表面硬さは加工率を10%から70%へ変化させると、心部硬さと同様な傾向を示し、大きな変化はみられない。しかし、溶体化処理温度が410°Cから490°Cへと上昇するにつれて増加しているが、溶体化処理温度が510°Cになると急激に低下している。これは偏析による影響ではないかと考えられる。ゆえに心部、表面部とも適当な硬さが得られる溶体化処理温度は、470°Cから490°Cが適していると思われる。

A7075材のT6処理・T73処理とA7050材のT771処理した試料の結晶粒径に及ぼす加工率の影響を図14に示す。

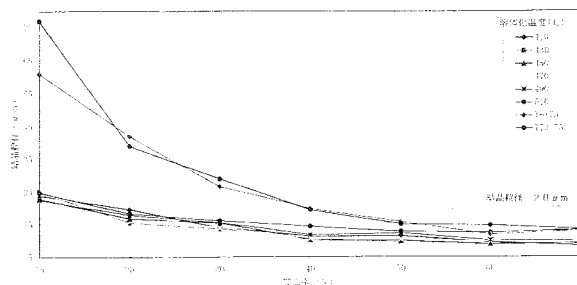


図14 A7075材のT6処理・T73処理とA7050材のT771処理した試料の結晶粒径に及ぼす加工率の影響

A7075材のT6処理・T73処理のいずれの処理材もA7050材のT771処理材と比較すると、結晶粒の大きさは、加工率にたいして大きく影響され、10%加工率では60μm以上の結晶粒径であるが、加工率が40%に増加すると、結晶粒径は20μmとなって急激に微細となる。

しかし、加工率をさらに増加させても10μm程度の微細粒は、得られなかった。

一方、A7050材のT771処理材は、加工率が10%で、すでに25μm以下となり、さらに、加工率を増加させて20%では、結晶粒の大きさは20μm以下となった。これより、加工率にたいして結晶粒径は、大きく影響されないことがわかった。このことより、ボルトの生産における品質のバラツキも小さくなると思われる。

また、図15は、A7050材をT771処理した試料の結晶粒径に及ぼす加工率の影響を示している。10μm程度の微細な結晶粒を得るには、50%から70%の強加工率で加工し、溶体化処理温度も430°Cから470°Cの温度が適していることがわかる。

以上のことから、加工率と溶体化処理温度の最適条件は、50%から70%の加工率で溶体化処理温度は470°Cが最適条件であると考えられる。

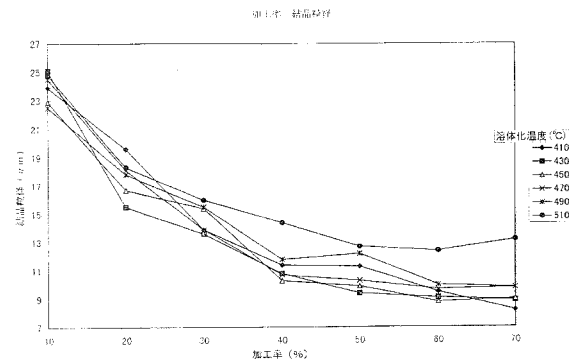


図15 A7050材のT771処理した試料の結晶粒径に及ぼす加工率の影響

図16に、A7050材のT771処理(加工率50%)とA7075材のT6処理(加工率10%・50%)及びT73処理(加工率10%)した試料の腐食環境下での回転曲げ疲れ試験によるS-N曲線を示す。

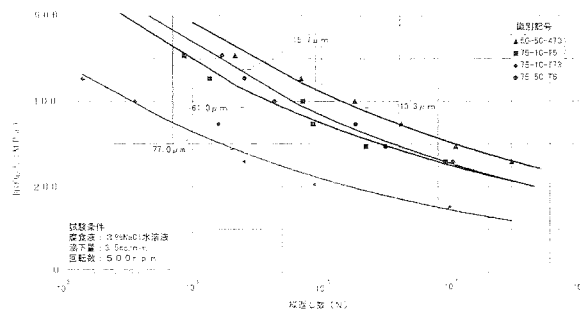


図16 A7050材のT771処理(加工率50%)とA7075材のT6処理(加工率10%・50%)及びT73処理(加工率10%)した試料の腐食環境下での回転曲げ疲れ試験によるS-N曲線

この曲線からT73処理よりもT6処理の方が、引張強さと同様に腐食環境下での疲れ強さも大きいことがわかる。

また、同一処理では、加工率の大きい微細な結晶粒をもった材料の方が腐食環境下での疲れ強さも大きくなることがわかった。これはホール・ペッチの関係より降伏強さが大きくなることは一般的に言われているが、腐食環境下での疲れ強さも微細粒の方が大きくなると推察される。

図16よりA7075材(加工率50%)のT6処理材とA7050材(加工率50%)のT771処理材を比較すると、T771処理材の方が腐食環境下での疲れ強さも大きくなっており、耐S C C性が向上していることがわかった。

以上述べてきたようにA7050材(加工率50%)のT771処理材は、強さ・耐S C C性とも向上したが、伸びが7%とJ I S規定の下限である。これは、強さを増大させたために韌性が少し不足したものと考えられる。

そこで、伸びの増加を期待して150℃で8 hr加熱し、復元後の人工時効硬化処理をおこなった。しかし、引張強さ586N/mm²、耐力530N/mm²、伸び7%と変化はみられなかった。

今後の検討課題として、韌性を向上させるために、復元後の人工時効硬化処理を過時効処理に変更することが必要であろう。この溶体化処理後、人工時効硬化処理・復元・過時効処理することを、T772処理と呼ぶこととする。

最後に、A7050材(加工率50%)のT771処理したアルミニウム合金ボルトを製作した方法は、素材製作⇒押出成形加工⇒ねじ転造⇒熱処理⇒表面処理(アルマイト処理)である。

一方、熱処理の工程をねじ転造の前に行うボルト製作も考えられる。素材製作⇒押出成形加工⇒熱処理⇒

ねじ転造⇒表面処理(アルマイト処理)の工程であるが、この方法も検討する必要がある。

図17に完成したアルミニウム合金のボルトを示す。

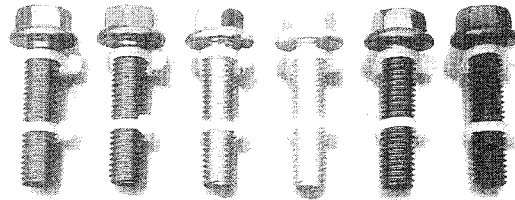


図17 完成したアルミニウム合金のボルト

IV 結 言

1. A7075材のT73処理材は、T6処理材よりも引張強さ、耐力ともに小さくなる。
2. A7075材では、微細な結晶粒をもった引張強さの大きい材料ほど、腐食環境下での疲れ強さも大きくなる。
3. A7050材のT771処理した材料では、溶体化処理温度に硬さは敏感である。
4. A7050材のT771処理した材料の最適な硬さが得られる溶体化処理温度は、470℃から490℃である。
5. A7050材のT771処理した材料の加工率と溶体化処理温度の最適条件は、50%から70%の加工率で溶体化処理温度は470℃である。
6. A7050材のT771処理材は、A7075材のT6処理・T73処理材よりも、結晶粒の大きさは、加工率にたいして大きく影響されない。このことから、ボルト生産における品質のバラツキを少なくするには、A7050材のT771処理が適している。
7. 同一の加工率であれば、一般的に使用されているA7075材のT6処理材よりもA7050材のT771処理材の方が腐食環境下での疲れ強さも大きい。

以上の成果にもとづいてA7050材(加工率50%)のT771処理した材料をオートバイ関連企業・地球周回軌道するパラボラアンテナの締結ボルトなどに採用することが検討されている。

V 謝 辞

本研究開発を進めるにあたり、枚方企業団地協同組合会長・田中充氏、副会長・萩原陽二氏、株式会社テクノス・西岡和茂氏、小濱彰宏氏、田中熱工株式会社・香田剛昌氏、大阪府立大学工学部・大西忠一先生、本短大産業化学科・大井浩先生の御協力を得たことに深く感謝致します。

本論文は、平成8年度雇用促進事業団の実施する事業主団体研究開発事業における成果物として掲載するものである。

事業主団体

枚方企業団地協同組合

[参考文献]

- (1)大西忠一：締結部品用材料としてみた高力アルミニウム合金の特性、日本ねじ研究協会誌、9号、1994年、P281、P284
- (2)大西忠一・茨木良昭：R R A処理によるA7075アルミニウム合金の応力腐食割れ性の改善、軽金属、2号、1990年、P82、P86、P87