

資料 1 - 2

Doc No. MA035B-SC-Z09 Rev.0

2023年3月31日

日立造船株式会社

参考資料

ヒアリングコメントに対する回答

【ヒアリングコメント #228】

機械試験用供試材は、HZ-A3004-H112 材よりも Mg の添加量を だけ低下させた材料であるが、HZ-A3004-H112 材に比べて強度が 93%まで低下している。HZ-A3004-H112 材は、強度に対する Mg 添加量の感受性が高いのであれば、Mg 添加量の規定値を現状よりも厳しくする必要があるのではないか。

【回答】

HZ-A3004-H112 材における Mg の固溶強化の影響は一般的なアルミニウム合金と同等であり、HZ-A3004-H112 材の Mg 添加量の下限值に対する特別な配慮は不要である。

表 1 は、アルミニウムの固溶強化に対する各種元素の寄与を示す¹⁾。アルミニウム中に固溶した Mg は、1wt%(mass%)あたり約 19.6MPa 耐力を向上させる。

図 1 は、HZ-A3004-H112 材（初期材）および機械試験用供試材-H112 材（初期材）の Mg 添加量と常温における耐力の関係を示す。図 1 には、表 1 に基づき Mg 添加による耐力の上昇の予測を破線で示している。

HZ-A3004-H112 材と機械試験用供試材-H112 の耐力の差は Mg による耐力への寄与とほぼ一致しており、HZ-A3004-H112 材における Mg の固溶強化の影響は一般的なアルミニウム合金と同等であることがわかる。

なお、過時効熱処理した機械試験用供試材の Mg 固溶量は、設計貯蔵期間を経過した HZ-A3004-H112 材よりも低く、HZ-A3004-H112 材の Mg 添加量の下限值に対する特別な配慮は不要である。

表1 アルミニウムの固溶体硬化に対するいろいろな元素の寄与¹⁾



図1 材料の Mg 添加量と耐力の関係

HZ-A3004-H112 材における Mg の固溶強化の影響は一般的なアルミニウム合金と同等である。

なお、過時効熱処理した機械試験用供試材の Mg 固容量は、設計貯蔵期間を経過した HZ-A3004-H112 材よりも低く、HZ-A3004-H112 材の Mg 添加量の下限值に対する特別な配慮は不要である。

【ヒアリングコメント #229】

HZ-A3004-H112 材は Mg の化学成分規定を 1.0~1.3mass% に設定している。材料に 1.3mass%（化学成分規定の上限）の Mg が添加された場合に、 Mg_2Si の析出などに伴う強度低下が生じることで、設計用強度が非保守的にならないか。

【回答】

Mg が 1.0mass% 添加された HZ-A3004-H112 材は、1.3mass% 添加された場合よりも設計貯蔵期間を経過したのちの Mg 固容量が低く、Mg 添加量が低い場合（1.0mass%）に基づいて設定された設計用強度の方が保守的である。

表 2 は計算材料科学の計算に用いた化学成分を示す。1.3mass%（化学成分規定の上限）および 1.0mass%（化学成分規定の下限）の Mg が添加された HZ-A3004-H112 材に対し、設計貯蔵期間の熱ばく露に伴う Mg 固容量変化を計算した。

図 2 および表 3 は計算材料科学の計算結果を示す。200°C×60 年、200°C→100°C×60 年とも、Mg が 1.0mass% 添加された HZ-A3004-H112 材は、1.3mass% 添加された場合よりも設計貯蔵期間を経過したのちの Mg 固容量が低い。したがって、HZ-A3004-H112 材の設計貯蔵期間を経過したのちの強度は、Mg 添加量が低い場合（1.0mass%）が保守的である。

表 2 設計貯蔵期間の熱ばく露に伴う HZ-A3004-H112 材の Mg 固容量変化の計算に用いた化学成分

材料	化学成分 [mass%]					
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn
HZ-A3004-H112材	0.15	0.7	0.05	1.1	1.0および1.3	0.05
(参考) HZ-A3004-H112材 の化学成分規定	0.15 以下	0.7 以下	0.05 以下	1.1 ~1.5	1.0 ~1.3	0.05 以下

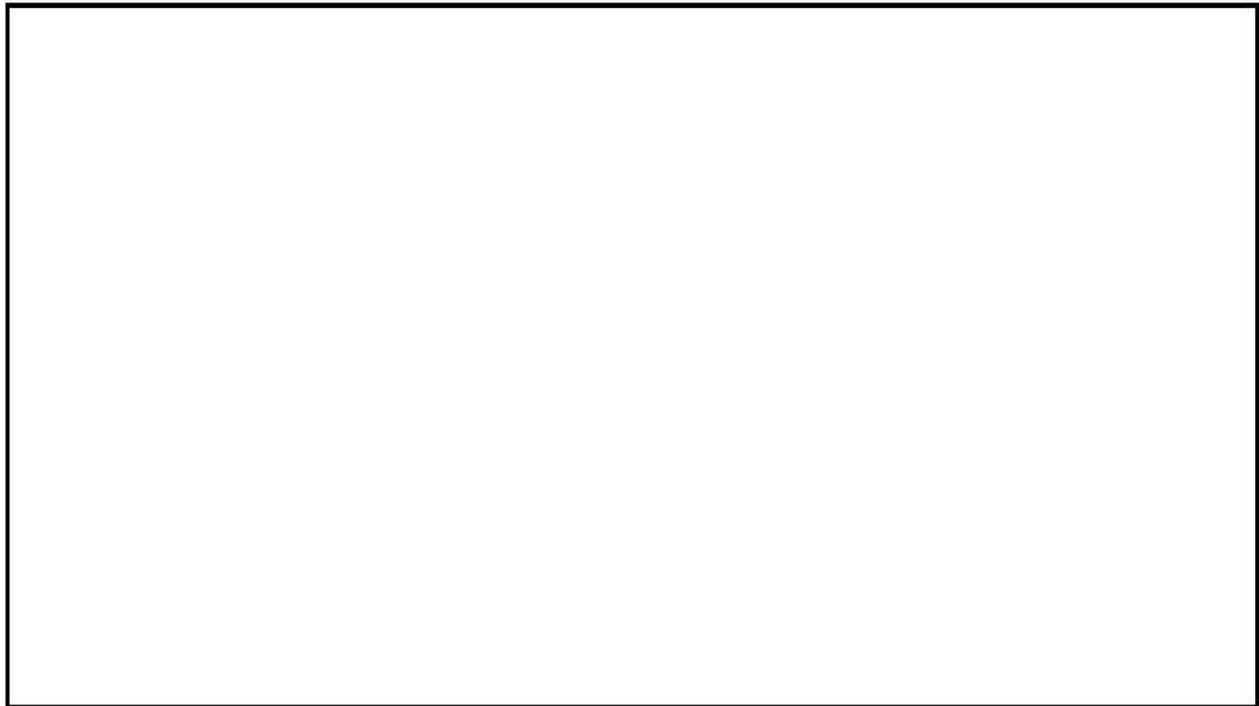


図2 設計貯蔵期間の熱ばく露（200℃×60年）による Mg 固容量の変化

表3 設計貯蔵期間の熱ばく露による Mg 固容量の変化

材料へのMg 添加量[mass%]	設計貯蔵期間の 熱ばく露条件	保持後の Mg固容量[mass%]
1.0	200℃×60年	<div style="border: 1px solid black; width: 100px; height: 100px; display: flex; align-items: center; justify-content: center;"> } 低い </div>
	200℃→100℃×60年	
1.3	200℃×60年	
	200℃→100℃×60年	

200℃×60年、200℃→100℃×60年とも、Mgが1.0mass%添加されたHZ-A3004-H112材は、1.3mass%添加された場合よりも設計貯蔵期間を経過したのちのMg固容量が低く、Mg添加量が低い場合（1.0mass%）が保守的である。

【ヒアリングコメント #231】

補足説明資料(MA035B-SC-Z01 r5) 別紙 1 では、計算に適用した設計貯蔵期間の熱ばく露条件が記載されているが、実際の製品の製造プロセスや供用条件は示されていない。

バスケット材料の品質確保の観点から、「実際の製品の製造プロセスや供用条件」を示すこと。

【回答】

「実際の製品の製造プロセスや供用条件」は図 5 (a)の通りであり、内容を補足説明資料(MA035B-SC-Z01 r5) 別紙 1 に追記する。

【製品の製造プロセスおよび供用条件】

HZ-A3004-H112 材は、JIS H 4000 A3004 材と比較して化学成分の規定範囲を狭めた質別 H112 のアルミニウム合金であり、化学成分以外に特別な配慮を行わず製造される材料である。

図 5 (a)は、製品の製造プロセスおよび供用条件を示す。実機の条件は、① casting ⇒ ② mechanical processing ⇒ ③ homogenization ⇒ ④ hot rolling ⇒ ⑤ mechanical processing ⇒ ⑥ service である。ここで熱間圧延は、均質化処理 () 後の冷却過程 () で実施される。

材料に添加された Mg は均質化処理で全て固溶し、冷却により一部が析出するものの過飽和 Mg が残存すると考えられる。その後、設計貯蔵期間の熱ばく露によって過飽和 Mg の一部が析出すると考えられる。

【計算材料科学による計算で想定した温度履歴】

図 5 (b)は、計算材料科学の計算で想定した HZ-A3004-H112 材の製造プロセスおよび供用の条件を示す。計算条件は、①均質化処理⇒②冷却⇒③設計貯蔵期間である。計算は、HZ-A3004-H112 材に添加された Mg が母相に全て固溶する均質化処理温度から開始している。ここで均質化処理の温度や時間、冷却速度は実機相当の条件を選定している。また、設計貯蔵期間の熱ばく露条件は、Mg の拡散速度が大きい条件 (200°C×60 年) と Mg の固溶限が低い条件 (200→100°C×60 年) を選定している。

なお、熱間圧延や機械加工に伴う転位の導入や圧延組織の形成などは、計算材料科学の計算条件に含んでいない。

HZ-A3004-H112 材は、JIS H 4000 A3004 材 よりも化学成分の規定範囲を狭めた質別 H112 のアルミニウム合金であり、化学成分以外に特別な配慮を行わず製造される材料である。

(a) 製品の製造プロセスおよび供用条件

計算は、HZ-A3004-H112 材に添加された Mg が母相に全て固溶する均質化処理温度から開始している。設計貯蔵期間の熱ばく露条件は、Mg の拡散速度が大きい条件 (200°C×60 年) および Mg の固溶限が低い条件 (200°C→100°C×60 年) を選定している。

熱間圧延や機械加工に伴う転位の導入や圧延組織の形成などの金属組織変化は、計算材料科学の計算条件に含んでいない。

(b) 計算材料科学による計算で想定した温度履歴

図 5 実機および計算材料科学におけるバスケット材料の製造プロセスおよび供用の条件

【ヒアリングコメント #233】

設計貯蔵期間の熱ばく露を受けた HZ-A3004-H112 材は、材料に添加された Mn が Mn 系分散相 (Al_6Mn) として析出するとともに、一部が固溶すると考えられる。

設計貯蔵期間の熱ばく露を受けた HZ-A3004-H112 材に固溶した Mn および析出した Mn 系分散相 (Al_6Mn) による材料強度への寄与を過時効熱処理で模擬できることを説明すること。

【回答】

Mn の固溶強化と Mn 系分散相 (Al_6Mn) の分散強化の複合効果は、過時効熱処理した機械試験用供試材の方が設計貯蔵期間を経た HZ-A3004-H112 材よりも小さく保守的である。

【固溶強化に対する考え方】

表 4 および図 3 は、アルミニウムの固溶強化に対する各種元素の寄与を示す¹⁾²⁾。アルミニウム中に固溶した Mn が固溶強化に及ぼす効果は Mg と同等であり、1wt%(mass%)あたり約 19.6MPa 耐力を上昇させると考えられる。

表 5 は設計貯蔵期間を経た HZ-A3004-H112 材、表 6 は過時効熱処理した機械試験用供試材における計算材料科学による Mn 固溶量の計算結果および固溶強化への寄与を示す。過時効熱処理した機械試験用供試材の Mn 固溶量(0.0463mass%)は、設計貯蔵期間を経た HZ-A3004-H112 材(0.1060mass%)よりも低く、過時効熱処理した機械試験用供試材の Mn による固溶強化は設計貯蔵期間を経た HZ-A3004-H112 材よりも小さいと考えられる。

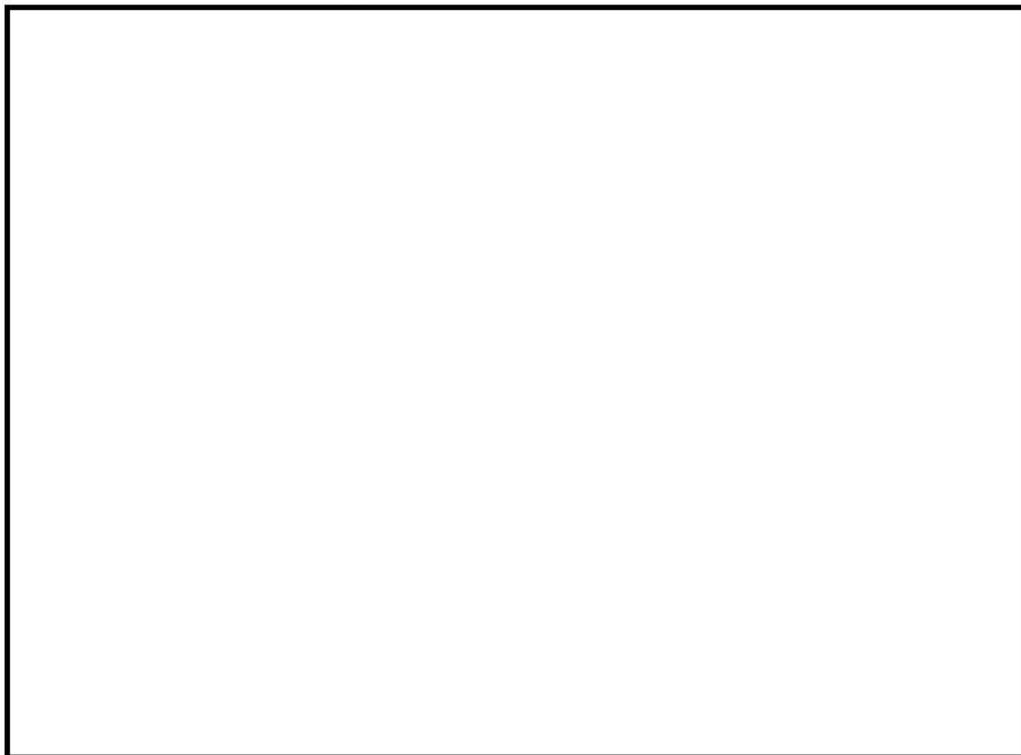
【分散強化に対する考え方】

過時効熱処理した機械試験用供試材は、設計貯蔵期間を経た HZ-A3004-H112 材よりも Mn が多く析出すると考えられる。機械試験用供試材を過時効熱処理した際に Mn 系分散相が新しく生成して数密度が高くなると分散強化が大きくなり、設計貯蔵期間を経た HZ-A3004-H112 材の材料強度を保守的に模擬出来なくなる恐れがある。

図 4 は HZ-A3004-H112 材および機械試験用供試材の TEM 組織を示す。HZ-A3004-H112 材 (初期材)、機械試験用供試材 (初期材) および過時効熱処理材の Mn 系分散相の数密度は有意な差がなく、材料強度に対する分散強化の寄与は同等と考えられる。

したがって、Mn の固溶強化と Mn 系分散相 (Al_6Mn) の分散強化の複合効果は、過時効熱処理した機械試験用供試材の方が設計貯蔵期間を経た HZ-A3004-H112 材よりも小さく保守的と考えられる。

表4 アルミニウムの固溶体硬化に対するいろいろな元素の寄与 (注1) 1)



(注1) : 本表は表1と同じものである。

アルミニウム中に固溶した Mn が固溶強化
に及ぼす効果は、Mg と同等である。
(1mass%あたり 19.6MPa)

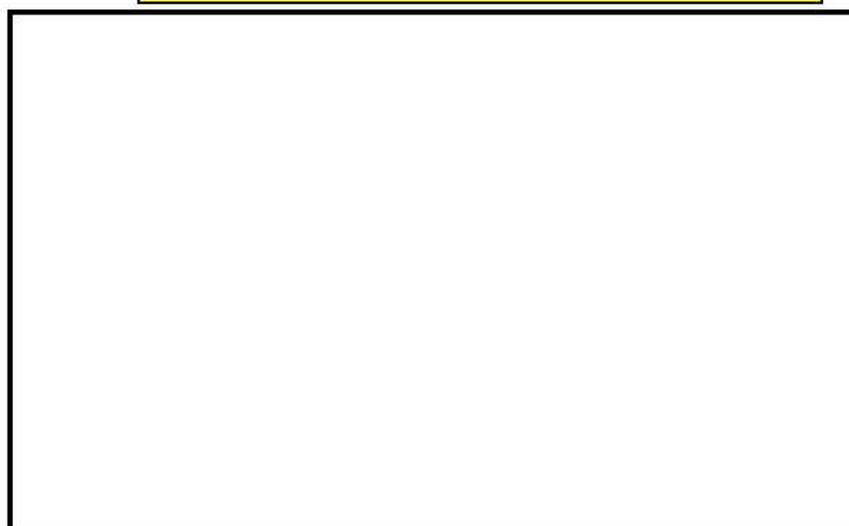


図3 アルミニウムに対する各種元素の固溶強化量²⁾

表5 設計貯蔵期間（200℃×60年）経過した HZ-A3004-H112 材の Mn の固溶量および固溶強化への寄与（注2）

設計貯蔵期間経過後のMnの固溶量	0.1060 [mass%]
耐力に対するMnの固溶強化の寄与 (=固溶量×19.6MPa)	2.08 [MPa]

（注2）：本表における Mn の固溶量は計算材料科学の計算結果を記載している。

表6 過時効熱処理 した機械試験用供試材の Mn の固溶量および固溶強化への寄与（注3）

過時効熱処理後のMnの固溶量	0.0463 [mass%]
耐力に対するMnの固溶強化の寄与 (=固溶量×19.6MPa)	0.91 [MPa]

（注3）：本表における Mn の固溶量は計算材料科学の計算結果を記載している。

大
∨
小

保守的

過時効熱処理した機械試験用供試材に固溶した Mn が固溶強化に及ぼす効果は、設計貯蔵期間を経た HZ-A3004-H112 材よりも小さく、保守的と考えられる。

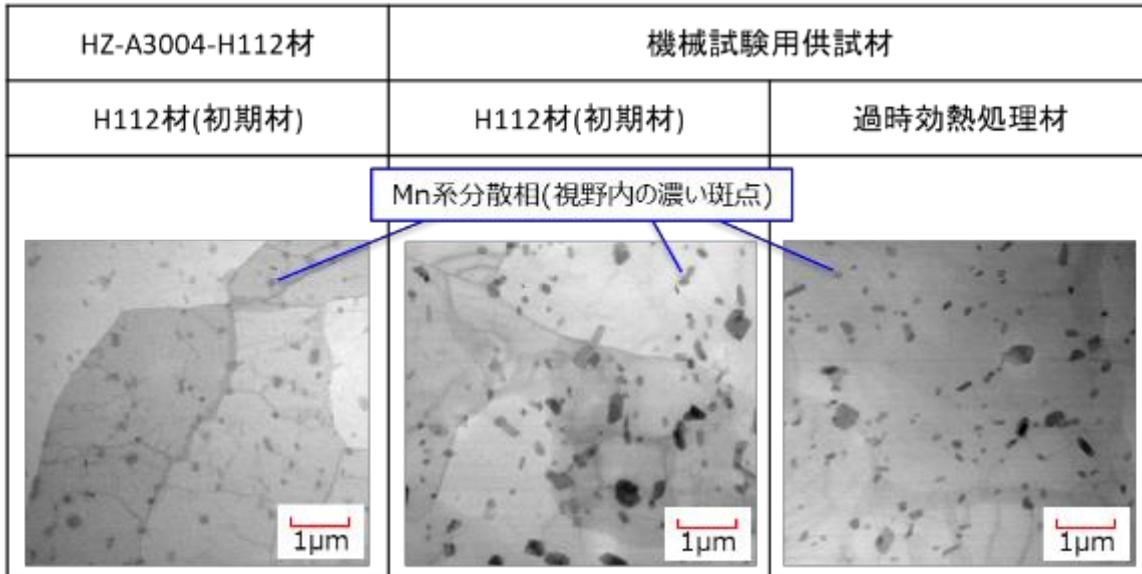


図4 HZ-A3004-H112材および機械試験用供試材のTEM組織観察結果

- Mn系分散相が新しく生成して数密度が高くなると分散強化が大きくなり、材料強度が上昇する。
 - HZ-A3004-H112材(初期材)、機械試験用供試材-H112材(初期材)および過時効熱処理材のMn系分散相の数密度は有意な差がない。
- ⇒ HZ-A3004-H112材と機械試験用供試材の材料強度に対する分散強化の寄与は同等と考えられる。

【まとめ】

Mnの固溶強化とMn系分散相(Al_6Mn)の分散強化の複合効果は、過時効熱処理した機械試験用供試材の方が設計貯蔵期間を経たHZ-A3004-H112材よりも小さく保守的である。

【ヒアリングコメント #238】

機械試験用供試材は、O 材処理および過時効熱処理して材料試験に用いられるが、HZ-A3004-H112 材は、圧延ままで設計貯蔵期間の熱ばく露を受ける。

HZ-A3004-H112 材は、熱間圧延に伴うひずみに誘起されて、Mn の析出が促進されることで、機械試験用供試材よりも Mn 系分散相が粗大化しないか。

【回答】

HZ-A3004-H112 材は、で熱間圧延した後に空冷されるが、圧延後の冷却過程で結晶粒内の転位がほぼ消失すると考えられる。したがって、HZ-A3004-H112 材は、O 材処理した機械試験用供試材と転位密度が同等と考えられ、熱間圧延に伴うひずみで Mn 系分散相の粗大化が促進されることはない。本回答で説明した内容は、補足説明資料 (MA035B-SC-Z01 r5) 別紙 1 に追記する。

図 6 は、A3004 アルミニウム合金の熱間圧延直後および 30 秒保持後の TEM 組織を示す³⁾。A3004 アルミニウム合金は、熱間圧延後に温度保持された場合、350°C 30 秒および 400°C 30 秒の保持で、結晶粒内の転位がほぼ消失することがわかる。

図 7 は、HZ-A3004-H112 材の製造プロセスおよび供用の条件を示す。HZ-A3004-H112 材は、で熱間圧延されたのち常温まで空冷される。HZ-A3004-H112 材は、厚さ 100mm の厚板であり、冷却速度が遅く、材料における結晶粒内の転位はほぼ消失すると考えられる。

したがって、HZ-A3004-H112 材は、O 材処理した機械試験用供試材と転位密度が同等と考えられ、熱間圧延に伴うひずみで Mn 系分散相の粗大化が促進されることはない。

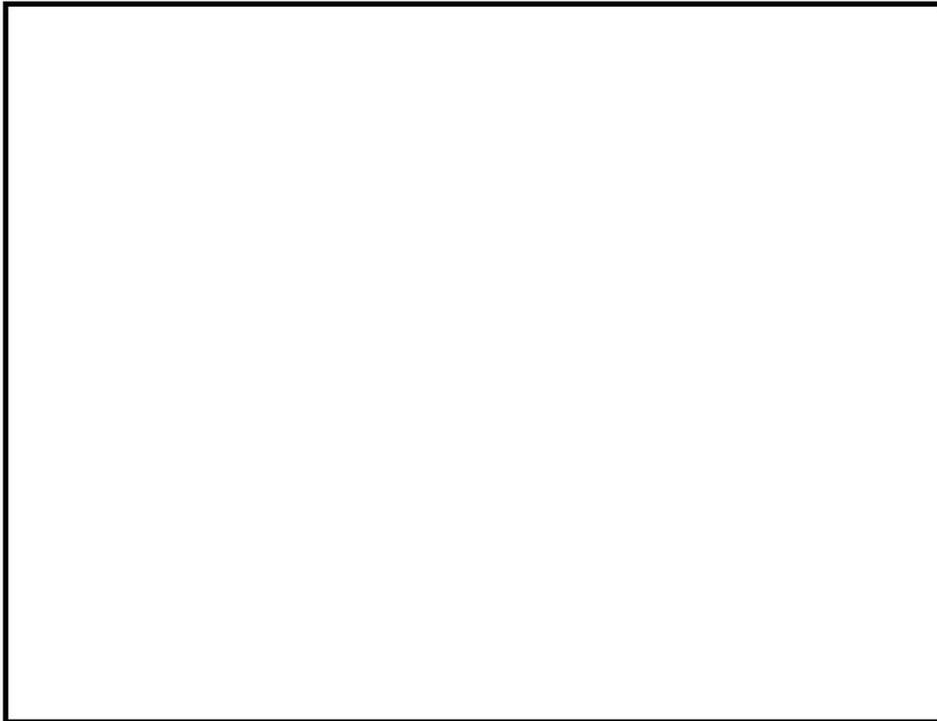


図6 A3004 アルミニウム合金の熱間圧延直後および 30 秒保持後の TEM 組織³⁾

A3004 アルミニウム合金は、熱間圧延後に約 30 秒保持されると粒内の転位がほぼ消失する。



図7 HZ-A3004-H112 材の製造プロセスおよび供用の条件

HZ-A3004-H112 材は、で熱間圧延した後に空冷されるが、圧延後の冷却過程で結晶粒内の転位がほぼ消失すると考えられる。したがって、HZ-A3004-H112 材は、O 材処理した機械試験用供試材と転位密度が同等と考えられ、熱間圧延に伴うひずみで Mn 系分散相の粗大化が促進されることはない。

【参考文献】

- 1) (一社) 日本軽金属学会, アルミニウムの組織と性質,(1991),p160.
- 2) 里ら,アルミニウムの高強度化への挑戦,まてりあ 第36巻 第7号(1997),p685-691.
- 3) 浅見ら,3004 アルミニウム合金の熱間圧延時の再結晶挙動,軽金属,39(1989),p94-100.