アルミニウムの熱処理

馬場 義雄*

Heat treatment of aluminum

Yoshio BABA*

1. はじめに

アルミニウムおよびその合金は冷間加工、焼入れ、焼もどし、焼なましなどによつて、強度、成形性その他の性質を調整することができる。このような操作によつて所定の性質を得ることを調質といい、調質の種類を質別という。一般にアルミニウム展伸材は、非熱処理型と熱処理型に大別され、純アルミニウム (1000 系)、Al-Mn 系合金 (3000 系)、Al-Si 系合金 (4000 系) および Al-Mg 系合金 (5000 系) は前者に属し、Al-Cu-Mg 系合金 (2000 系)、Al-Mg-Si 系合金 (6000 系) および Al-Zn-Mg 系合金 (7000 系) は後者に属している。非熱処理型合金は製造のまま、あるいは圧延、抽伸などの冷間加工によつて、熱処理型合金は焼入れ、焼もどしなどによつて、それぞれ所定の強度を得るものである。ただ、熱処理合金の場合でも、熱処理によつて得られる強度よりもさらに高い強度を得るために冷間加工することがあり、一方、非熱処理型合金の場合にも、焼なまし、安定化処理のような熱処理が行なわれることがある。

本講座では、主として展伸用アルミニウム合金の熱処理^{1), 2)}について、まず、調質記号のくわしい説明を行ない、さらに目的に合わせた熱処理の実際と熱処理に際しての注意事項などについて述べてみる。

2. 調質記号の説明

現在 JIS 規格³⁾に規定されている調質とその記号を第 1 表に示す。記号 H は材料に与える冷間加工度を調整して機械的性質を調整する場合に附されるものである。同じ合金で H1n と H2n のものを比較すると、たとえば H14 と H24 では JIS 規格では同一の値が示されている。しかし、実際には H14 と H24 では引張強さはほぼ同じであるが、H24 は耐力がやや低く、伸びが大きく、成形性は H24 がすぐれている。H3n は Mg を含む 3000 系およ

び 5000 系合金に適用される。これらの合金は冷間加工したままの H1n の状態で長時間放置すると耐力がわずかに低下し、伸びが増加する。このような経年変化を防止するため、冷間加工後 130~170℃ で加熱を行なうが、これを安定化処理という。

JIS 規格では用いられないが、米国 (Aluminum Association) では次のような質別が用いられており、わが国でも便宜的に使用されることがある^{3), 3)}。

(1) H1n, H2n, H3n の n の値に 1, 3, 5, 7 の奇数が用いられる。これらは 0 と H12, H12 と H14, H14 と H16 など、それぞれ調質の中間の状態を示し、JIS 規格より細分化された状態を指示しているものである。また、H19 は超硬質として通常の H18 よりさらに高い冷間加工がおこなわれた状態を示す。H111, H311, H321 はそれぞれ H11, H31, H32 より軽度の加工硬化を受けたもので、引張り矯正、レベラー矯正などを行なったものにつけられる。H343 はマグネシウム含有量の高い Al-Mg 系合金 H34 の耐応力腐食割れ性を改良した記号である。具体的な処理方法は合金により異なるが、冷間加工後実質的に従来の安定化処理温度よりも高い 180~275℃ の範囲で数時間保持し室温まで冷却後、強度低下 (従来の安定化処理温度よりも高いので強度が低下する) を補なうため、10% 以上の冷間加工をおこない、さらに経時変化防止のため 130℃ ぐらいで数時間加熱する処理⁴⁾である。

(2) 熱処理記号 T に相当する質別の場合について次に示す。

W: 焼入れ後、室温時効が進行中の不安定な状態にあるもの、通常 W の後に経過時間を示す。

T1: 高温加工から冷却し、室温時効で安定したもの。

T7: 焼入れ後、最高強度を得るのに必要な焼もどし温度より高い温度および必要時間より長時間焼もどしを行ない安定化させたもの。T6 の場合に比して強度はい

* 住友軽金属工業株式会社技術研究所 (名古屋市)。Technical Research Laboratories, Sumitomo Light Metal Industries, Ltd. (Nagoya).

第1表 アルミ展伸材の調質記号

調質記号	調 質 の 内 容
F	製出のままの調質。調質の指定を受けずに製造されたもので、例えば押出のまま、熱延のまま、或いは鍛造のままなどのものに付けられる。
O	焼鈍した調質
H	加工硬化した調質 H 1 n : 加工硬化で調質したもの。 H 2 n : 加工硬化後適当な焼鈍処理を行なって調質したもの。 H 3 n : 加工硬化後安定化処理を受けたもの。 Al-Mg 系合金の加工硬化材は常温で長期間放置すると強さが低下し、伸びが増加する傾向がある。これを防止するために冷間加工後約150℃の温度で安定化処理したもの。 n : n=2 ¼硬質 n=4 ½硬質 n=6 ¾硬質 n=8 硬 質 n=9 超硬質
W	溶体化処理後時効硬化が進行中のもので、常温では時効速度がおそく、最高の強さに達するのに長時間を必要とするものに使う。例えば 7075-W30 日のように示して、溶体化後30日経過していることを示す。
T	溶体化処理、時効処理などの熱処理を受けたもの。 T 3 : 溶体化処理後冷間加工し、常温時効させたもの。 この冷間加工はT 4 材に比し強度の向上と平坦度、寸法精度などを向上させる目的で行なう。 T 36 : T 3 で冷延率が約6%のもの。 T 4 : 溶体化処理後、常温時効が終了した調質。 T 42 : 需要家でT 4 処理したもの。 T 5 : 製造時高温からかなりの速度で冷却し、そのあと人工時効処理を行なったもの。この調質は溶体化処理時において、焼入感受性が低いものに適用される。 T 6 : 溶体化処理後人工時効を行なったもの。焼入後寸法精度の向上、歪矯正などの目的で冷間加工をしても、それがより高度の機械的性質を保証するに至らないものはT 6 としてよい。 T 62 : 需要家でT 6 処理したもの。 T 7 : 溶体化処理後最高強度を得るに必要な温度および時間以上に加熱し安定化させたもので、その目的は応力腐食割れ抵抗の改善、焼入歪によつて起こる変形の防止などである。 T 8 : 溶体化処理と人工時効の間に冷間加工をいれたもの。 T 86 : T 8 で冷間加工が約6%のもの。 T 9 : 溶体化処理、人工時効後冷間加工したもの。 TX51 : 溶体化処理後、引張矯正によつて1~3%の永久伸びをあたえ、残留応力を除去したもの。 TX51のXは前述の T3, T4, T6, T8 の3, 4, 6, 8 の数字がはいる。なお引張矯正のみの場合をTX510引張矯正後に整直矯正を行なったものがTX511である。
特 殊 調 質	
H	H111 : H11より加工硬化量のもつと少ないもの。 H112 : 加工硬化または熱処理の程度について特別の調整をしていない製造工程から得られたもの。

9

第1表 つづき

調質記号	調 質 の 内 容
	ただし機械的性質の規制または機械試験の要求がある。 H321 : H32より加工硬化量のもつと少ないもの。
T	T 61 : 沸騰水焼入れしたT 6 T361 : T36のこと。 T 31 : 1%の冷間加工をしたT 3 T 81 : T31を人工時効したもの。 T861 : T361を人工時効したもの。 T 72 : 応力腐食割れ改善のため過時効したもの。 T 37 : 溶体化後約7%の冷間加工したもの。 T 87 : T37を人工時効したもの。

くぶん犠牲にされる。例えば、7075-T 73^{b)}は7075合金の耐応力腐食割れ性（とくに肉厚方向）の改良をはかったものであり、T76は剝離腐食を防止するために行なわれる熱処理である。その中間の記号T736もある。

T9: 焼入れ、焼もどしの後冷間加工を行なったもの。9のあとに数字を附して冷間加工の程度を示すことがある。

T10: T5処理に加工硬化を加えたもの。

(3) さらに、T3, T4, T6, T8などで示された熱処理を行なった材料の残留応力除去を行なったことを示す質別記号も使用されている。

T×51: 焼入れ後1~3%の永久ひずみを与える引張り矯正によつて残留応力を除去したもの。引張り矯正のみの場合T×510, 引張り矯正後さらに曲りなどを直すためにごくわずかに加工を加えた場合T×511の記号が使われる。最近、航空機関係でT73510, T73511など5桁の記号もしばしば使われる。

T×52: 焼入れ後1~5%の永久ひずみを圧縮矯正で与え、残留応力を除去したもの。鍛造材に多く用いられる。

T×53: 焼入れ後、急激な温度変化を与え、熱ひずみによつて残留応力を除去したもの。

3. 強度を高める熱処理

3.1 溶体化と焼入れ処理

溶体化処理は硬化要素としての合金成分をマトリックス中に固溶化せしめ、その後の焼入れ焼もどし（時効）処理で硬化するために必要な熱処理である。代表的な時効硬化型アルミニウム合金の溶体化温度と溶融温度範囲を第2表に示した。これからも明らかなごとく、溶体化温度の上限は溶融温度範囲の下限に近く、溶体化温度の制御には十分な注意が必要である。

第2表 代表的合金の溶体化処理温度と溶融温度範囲

合 金	溶体化処理温度	溶融温度範囲
2014	496~507℃	510~638℃
2017	496~510	513~641
2024	488~499	501~638
2117	496~510	510~649
2219	529~541	543~643
6061	516~552	582~649
6066	516~543	566~649
7075	460~471	477~638
7178	460~471	477~629
7079	438~468	482~638

溶体化処理は固相間における元素の拡散が基礎となつているから、温度はできるだけ高い方が有利であるが、規定の最高温度を越えると共晶溶融およびこれに起因する材料の物理的性質低下の危険がある。また、過度の加熱は材料表面にはげしいふくれを生じさせることがある。温度が規定の最低値よりも低いと、溶体化が完全ではなく、最高の機械的性質が得られない。第1図は⁶⁾、2014-T4およびT6材の機械的性質が溶体化温度によつてどのように変化するかを調査した結果で、安定した強度を得る温度範囲が比較的狭いことがわかる。第3表⁷⁾は展伸材を溶体化処理する際に必要な加熱保持時間である。最小保持時間は、材料に所要の機械的性質が得られるようにきめられたもので、断面の厚みが増せば長くなる。空気炉で加熱する場合、保持時間が長すぎると高温酸化の危険が増す。塩浴炉とか雰囲気気の適切な調整を行なった空気炉では、保持時間が表に示したものの数倍になつても安全である。クラッド製品の保持時間は所要の機械的性質をうるのに必要な最小限度に留めるのが

第1図 溶体化処理温度が2014-T4, 2014-T6 の機械的性質におよぼす影響

第3表 展伸材の溶体化処理用保持時間

厚さ mm	保持時間 min			
	塩浴炉		空気炉	
	最小	最大 (合せ板のみ)	最小	最大 (合せ板のみ)
0.4	10	15	20	25
0.43～0.50	10	20	20	30
0.53～0.81	15	25	25	35
0.84～1.60	20	30	30	40
1.63～2.29	25	53	35	45
2.31～3.18	30	40	40	50
3.18～6.35	35	45	50	60
6.38～12.7	45	55	60	70
12.95～25.4	60	70	90	100
25.42～38.10	90	100	120	130
38.12～50.8	105	115	150	160
50.82～63.5	120	130	180	190
63.52～76.2	150	160	210	220
76.22～88.9	165	175	240	250
88.92～101.6	180	190	270	280

望ましい。保持が長くなると、母材の合金成分がクラッド被覆に拡散して耐食性を損なう。

溶体化処理した状態を室温まで凍結保持するためには、溶体化温度より急速に冷却し、途中で合金元素が析出を起こさないようにしなければならない。材料によって、冷却中に析出を起こしやすいものとそうでないものがあり、このような性質を焼入れ性と称している。一例として、7075, 6061および7N01合金の焼入れ速度と得られる強度の関係を第2図に示す。7075をはじめ、2014, 2017, 2024および7178などの高力合金は焼入れ性が悪いので、実際の焼入れ操作はすばやく、しかも十分

第2図 7075, 6061および7N01合金の焼入れ速度と得られる強度の関係

第4表 アルミニウム合金展伸材の最大焼入れ遅れ

厚さ (mm)	最大遅れ時間 (秒)
0.40まで	5
0.43～0.76	7
0.81～2.29	10
2.31以上	15

な量の水または循環水に全体浸漬して行なわなければならない。水温は、焼入れ操作が完了して被熱処理材を取り出したとき38℃を越えないことが望ましい。浸漬焼入れの最大遅れ時間を第4表⁷⁾に示す。焼入れ遅れ時間は、炉の戸が開きはじめたときか、または焼入れ物の最初の端が塩浴から現われたときから、その装入物の最後の端が水焼入れ槽に浸漬され終えたときまでとされている。7N01合金とか、あるいは6061合金よりもかなり焼入れ性のすぐれた6063合金では、空気中で冷却しても比較的強度の低下が少ないので、いわゆるプレス熱処理(後述)が可能である。

3.2 時効と析出処理

よく知られているように溶体化処理した材料は、過飽和固溶体の状態から析出を起こし、その過程で材料の強度は上昇する。析出時効温度が室温の場合を自然時効または低温時効と呼び、高温の場合を人工時効または高温時効と呼んでいる。室温時効では、時効速度が遅く、なかなか最終値には到達しないが、高温時効では最大値に達したのち軟化が起こる。この現象を過時効と称している。第3図⁸⁾は2014, 6061合金の高温時効曲線で、温度と時間の因子により焼入れ後の強度変化が理解されるであろう。第5表⁷⁾は実用合金の析出処理条件の一例である。一般にAl-Zn-Mg系合金の高温時効温度はAl-Cu-Mg系およびAl-Mg-Si系合金にくらべて低い。

実用合金の中で、低温すなわち室温で時効硬化するものでは、低温時効の進行が第1段の時効となり、高温時

第3図 2014, 6061合金板の人工時効条件と強度の関係 (T 6 材)

第5表 代表的合金の析出処理条件

合金	温度 (°C)	時間 (h)	質別
2014	171~182	8~12	T 6
2017	室温	96	T 4
2024	188~193	9	T 6
2117	室温	96	T 4
2219	191	36	T 62
6061	171~182	7.5~8.5	T 6
6066	"	"	"
7075	116~127	22以上	T 6
7178	"	"	"
7079	室温で5日間, つぎに110~121°Cで48 hr		

効を引続き行なう場合、高温時効が第2段の時効となる。一般にこのような時効過程を2段時効と称し、工業的にも利用されている。例えば、第4図⁹⁾に7N01合金の実例を示す。Al-Zn-Mg系の合金は、溶体化温度が低く、かつ焼入れの際の冷却速度が強度におよぼす影響が少なく、しかも室温での時効硬化性がすぐれているとこ

第4図 7N01 相当合金における室温予備時効の効果

ろから溶接構造材として広く使われているが、室温よりも高い温度で時効を行なう場合、溶体化処理焼入れ後直ちに高温時効を行なうよりも、室温で3~7日間位放置

第5図 Al-Mg-Si 系合金の組成と予備時効の効果
(160℃, 16時間の時効)

した後時効を行なった方がより高い強度が得られる。

一方, Al-Mg-Si 系合金の場合は第5図¹⁰⁾に示すごとく, Mg_2Si 量が或る程度以上多く含有する場合には, 焼入れ後室温で放置した後高温時効するよりも, 焼入れ後直ちに高温時効した方が強度がすぐれているが, Mg_2Si 量がおよそ0.9%以下の合金では予備時効を与えた方が強度的にすぐれている。したがって, 6061合金は室温における予備時効がない方が好ましいが, 6063合金はむしろその逆である。

なお, Al-Cu-Mg 系の2024合金などでは, 室温時効して G.P. ゾーンが生じたものを 200℃で1分間ほど加熱すると焼入れ直後の状態に復元する。そのため, 時効硬化により強化した機械的性質は溶体化処理直後の軟質状態にもどり, この時点で複雑な成形加工も可能となる。その後室温に放置することにより再び時効硬化が生じる。

3.3 プレス熱処理

現状のアルミ押出型材の大部分を占めている6063合金とか近年脚光を浴びている7N01合金などはプレス熱処理で製造されることが多い。プレス熱処理は, 合金元素が押出時に固溶化されることにより可能になるわけで, その成否は合金の種類, 鋳塊の熱処理などによつて左右される。第6図は押出加工中の温度分布を図式的に示したものである。一般に押出温度は合金の固溶限よりも低い, 加工中の発熱のためダイス近くで温度は上昇し, そのために析出物が再固溶することも可能である。このためには, 押出前に鋳塊の均質化熱処理を行なうことはもちろんであるが, その冷却過程で析出物があまり大きくなることは好ましくない。また, 押出温度への加熱もできるだけ迅速に行なう必要がある。第6表は, 6063鋳塊を560℃で均質化熱処理後いろいろな速度で室温ま

第6図 プレス熱処理と温度分布

第6表 6063合金押出棒の引張性質と鋳塊均熱加熱後の冷却速度との関係

鋳塊均熱処理	押出後の時効処理	耐力 kg/mm ²	引張強さ kg/mm ²	伸び %
560℃加熱後 水冷 (600℃/min)	無 室温21日 160℃×16h	4.2 6.8 18.1	11.6 15.2 22.5	30.4 31.1 18.3
560℃加熱後 空冷 (450℃/h)	無 室温21日 160℃×16h	4.0 6.9 17.9	11.7 15.4 23.0	29.6 28.0 19.4
560℃加熱後 炉冷 (20℃/h)	無 室温21日 160℃×16h	3.2 5.7 14.4	10.8 14.6 18.7	30.4 30.6 22.0

第7表 7N01合金押出型材の引張性質と鋳塊均熱処理の有無との関係

鋳塊均熱処理	有 (465℃×8hr 空冷)			無 (鋳造まま)		
	耐力 kg/mm ²	引張強さ kg/mm ²	伸び %	耐力 kg/mm ²	引張強さ kg/mm ²	伸び %
押出材の調質						
T1 (押出後室温時効)	26.0	42.4	15	19.9	32.9	18
T4 (焼入れ後室温時効)	24.9	43.4	14	18.1	32.5	16
T5 (押出後焼戻し)	35.0	45.0	14	28.1	36.1	17
T6 (焼入れ焼戻し)	35.2	46.1	15	27.5	37.2	17

冷却し, 誘導加熱後480℃で押出した棒の時効後の機械的性質である。均質化熱処理後炉冷したものは析出物が大きくなりすぎて, 押出時に十分再固溶されなかつたため時効後の強度が低い。

第7表は7N01合金押出型材の引張性質と鋳塊均質化熱処理の有無との関係を示したものである。鋳塊を465

9

℃で8 hr の均質化熱処理後430℃で押出して室温時効1ヶ月行なつたもの、あるいは押出し空冷後120℃で24 hr 焼もどし処理したものの強度は、鑄塊均質化熱処理無しのものにくらべて約10kg/mm² も増大している。押出材を465℃で溶体化処理後同じ時効処理してもこの傾向は変わらない。これは、7N01 合金中に含まれる Cr, Mn, Zr などの遷移元素が鑄塊の均質化熱処理中に微細に析出し、これが押出繊維状組織の生成を助長することにより強化に寄与したからであり、一般に押出特性 (Press Effect) として知られている。

さて、6063合金とか7N01 合金は、押出されたものが静止した空気または運動する空气中 (ファン冷却) で冷却されることによつて十分焼きが入るので、押出後溶体化処理の工程が省略されて経済的に有利なことはいうまでもない。そのためには合金の焼入れ性が問題となり、6061合金とかさらに焼入れ性の劣る2017, 2024合金などでは押出材がダイスから出た直後に水をかけて、いわゆるダイクエンチ (Die Quench) 処理をしないと強度がでない。このダイクエンチ処理材は正規の溶体化処理材にくらべて、結晶粒度が細かくより多くの押出繊維状組織を有するので、焼入れ処理さえ均一に十分行なわれておれば強度的にすぐれている。

第7図¹²⁾は6063合金のプレス熱処理サイクルの一例で

第7図 6063合金のプレス熱処理サイクル

ある。6063合金では500℃で押出し後450→200℃間を約1℃/sec の速度で冷却することによりかなりの強度が得られる。なお、6061合金では5～10℃/sec 以上の速度で冷却しないことには強度低下が著しい。450→200℃間の冷却速度が遅いと、途中で Mg₂Si が大きくまだらに析出してしまつて、その後の時効硬化に寄与しない。硬化要素の Mg₂Si が多いほど、さらに Cr, Mn, Zr などの遷移元素の添加量が多いほど、冷却途中での Mg₂Si の粗大析出が多く、いわゆる焼入れ性が悪くなる。

4. 加工性の改善をはかる熱処理

4.1 鑄塊の熱処理^{2), 12)}

アルミニウム合金鑄塊は半連続鑄造法により製造されるが、熱間加工に先立ち均質化熱処理 (Homogenizing) と称して、鑄塊を高温で長時間加熱保持する処理が行なわれるのが普通である。均質化熱処理は合金成分や組織の均質化、過飽和に固溶した成分の析出、内部応力の除去等をはかることにより、鑄塊の熱間加工性の改善、最終製品の深絞り性能の向上、結晶粒の微細化などに役立つものとして、すでに工業的にも広く行なわれている。

第8表¹²⁾に代表的なアルミニウム合金の鑄塊均質化熱処理条件の一例を示したが、経済的な理由から、加熱温度はむしろ高く、保持時間を短縮し、加熱速度は品質的に許される範囲で急速加熱するのが普通である。均質化熱処理時の温度管理としては、少なくとも±10℃以内で制御することが望ましい。温度が低すぎる場合には最終の〇材で加工性の低下や結晶粒の粗大化をまねくことがあるので注意を要する。また、温度が高すぎたり、加熱速度が速すぎると共晶融解を生ずることがある。第9表¹²⁾には各種合金の共晶融解におよぼす加熱速度の影響の一例を示す。

(1) 熱間加工性におよぼす影響

一般にアルミニウム合金は均質化熱処理を行なうことにより熱間加工性の改善が可能であり、加工性の改善に

第8表 鑄塊のソーキング条件の例

品種	加熱温度℃	保持時間 hr	品種	加熱温度℃	保持時間 hr	品種	加熱温度℃	保持時間 hr
1080	500～540	0～6	3004	530～580	4～10	5083	480～520	4～10
1070	500～540	0～6	4043	470～540	4～10	5086	480～520	4～10
1050	520～560	4～10	4032	470～540	4～10	6063	520～560	4～10
1100	520～560	4～10	5N01	520～560	4～10	6061	500～540	4～10
2014	480～510	4～12	5005	500～540	4～10	6151	500～540	4～10
2017	480～510	4～12	5052	500～540	4～10	7075	440～470	6～24
2024	480～510	4～12	5082	480～520	4～10	7178	440～470	6～24
3003	570～610	6～24	5182	480～520	4～10	7N01	450～490	4～10

第9表 各種合金の共晶融解におよぼす加熱速度の影響

合金名	均質化処理	※2	加熱速度※1			
			A	B	C	D
6063	580℃×12h	*2	—	—	—	—
6061	580℃×12h	*2	×	×	—	—
7N01	490℃×12h	*2	×	×	×	—
5083	520℃×12h	*2	×	×	×	—

*1 A 160℃/min, B 27℃/min, C 11℃/min, D 1.4℃/min

*2 共晶融解範囲

×× 非晶融解がはげしい。

× “ 少しあり。

— “ なし。

よる生産性の向上とコストの低減は工業的にも非常に重要である。例えば、Al-4.5%Mg-Mn, Cr系の5083合金では熱間圧延あるいは熱間押し性を改良するために550℃以下で十分に均質化熱処理を行なうことが望ましい。一例として第10表¹⁴⁾に5083合金の限界押し速度におよぼす均質化熱処理の影響を示したが、押し性の改善は主として固溶しているMnおよびCrが析出したことに関係があると考えられている。

また、Al-Mg-Si系の6063合金は現在最も大量に使用されている押し用合金であり、その押し加工性を改良することは重要な問題である。そのために一般にHO処理と呼ばれる鋳塊の予備加熱処理が行なわれる。第8図¹⁵⁾に、6063合金鋳塊を560℃で均質化熱処理後に種々の速度で室温まで冷却し、その後480℃に再加熱して押し出した場合の押し速度と強度におよぼす均質化熱処理後の冷却速度の影響を示す。冷却速度が遅いほど押し性は向上するが強度が低下するので、冷却速度としては200~500℃/hrに制御する必要がある。

(2) 再結晶におよぼす影響

一般に工業用純アルミニウムやAl-Mn系合金等においては均質化熱処理を実施せずに製造する場合には、熱間加工組織が粗大化したり、最終焼鈍板において再結晶粒が粗大化して、深絞りのような塑性変形をうけるとフローマーク、肌あれ現象(オレンジピール)等のような欠陥を生じやすい。とくにAl-Mn系の3003合金においてこの傾向が顕著であり、これを改良するために通常長時間にわたる均質化熱処理が行なわれる。すなわち、高温の均質化熱処理(550~625℃×7~24hr)により鋳塊内の組織の均質化をはかり、それに続く析出処理(400~550℃×7~48hr)により固溶したMnをAl₆Mnの形で析出させることにより再結晶組織の微細化が可能と

第10表 5083合金の予備加熱処理が押し加工性におよぼす影響

状態	限界押し速度
鋳造のまま	4.7 m/min
536℃×4hr	6.7 m/min
536℃×24hr	8.3 m/min

押し形状

第8図 6063合金の均質化熱処理後の冷却速度と押し速度および時効処理(160℃×16h)後の強度の関係

なる。

(3) 異方性におよぼす影響

工業用純アルミニウム板の諸性能のなかでとくに重要な成形性は、鋳塊の熱処理、およびそれにつづく熱間圧延によつて最も影響を受け易い。これは、鋳塊に不純物として含まれるFe, Siの固溶、析出が、その材料の異方性、再結晶挙動に大きな影響を与えるからである。第9図⁹⁾に鋳塊の均質化熱処理の温度と最終板の電導度、異方性、絞り性の関係を示す。冷間圧延ままの板はいずれも10%以上の45°耳を示すが、360℃で焼鈍することにより45°耳が低くなり、鋳塊を400℃で均質化熱処理したものは逆に90°耳を示すようになる。一方、深絞りの際の限界絞り比は450℃以下の均質化熱処理材が比較的低い値となつている。

4.2 仕上げ熱処理

純アルミニウム、Al-Mn, Al-Mg系等の非熱処理型合金については、冷間加工による加工硬化あるいは加工

9

第9図 工業用純アルミニウム焼鈍板の深絞り耳率と限界絞り比におよぼす鋳塊予備加熱の影響。試験片は厚さ25mm 鋳塊を予備加熱後冷間圧延のみで厚さ1mm まで加工し360°Cで焼鈍した。

第10図 急速連続熱処理装置

硬化後焼なまし処理により所定の性能を得るような調質方法がとられる。

一般に最終仕上げ焼なましあるいは冷間圧延の途中焼鈍等はバッチ式の焼なまし炉で処理されるのが普通である。しかしながら、最近では、第10図²⁾に示すような急速連続熱処理炉(装置)が開発され、従来のバッチ式炉にかわって焼なまし炉や焼入炉として使用されはじめている。加熱方式としては天井および炉床より熱風を吹付け、加熱雰囲気中にアルミニウム板を浮遊させ連続的に移動させる。このような装置を使用して熱処理を行なうことにより、バッチ炉で軟化する場合にくらべて微細結晶粒組織が得られるばかりでなく、表面程度の向上、ひずみとかそりの減少、コイル1本毎の品質の微調整が可能などの利点がある。

5. 粒界腐食、応力腐食割れを防止する熱処理

比較的強度のすぐれたアルミニウム合金は、大気中あるいは海水中で粒界腐食を起こしたり、応力腐食割れ事

故につながる場合がある。2000系、7000系および3%Mg以上の5000系合金が応力腐食割れを起こし易い。アルミニウム合金の粒界腐食、応力腐食割れにおよぼす熱処理の影響としてはとくに溶体化処理温度からの冷却速度とその後の時効処理が顕著である。

5.1 冷却速度の影響

溶接構造材として使用されるAl-Zn-Mg系合金は、溶体化処理後の冷却速度が遅い方が応力腐食割れ感受性は低くなるが、この系の合金は前にも述べたように冷却速度が遅くても焼きが入るので都合である。一例として、Al-4%Zn-2%Mg合金の応力腐食割れ寿命と冷却速度の関係を第11表¹⁰⁾に示す。この表からわかるように、応力腐食割れに対する抵抗は冷却速度が遅いほど増大している。徐冷による粒界析出物の粗大化とPFZ(Precipitate Free Zone)の幅の増加に結びつけてその理由を説明しているものが多いが、定説はまだないようである。

一方、焼入感受性の高い2024、7075合金などでは、焼入れ遅れは粒界腐食を助長するので、MIL-H-6088(JIS

第11表 Al-4%Zn-2%Mg 合金の顕微鏡組織強度、もよび応力腐食割れにおよぼす溶体化処理温度（450℃）からの冷却速度の影響

	冷 却 方 法		
	冷水焼入	沸とう水焼入	空 冷
350℃ より 200℃ までの 冷却時間	1 秒	8 秒	160秒
結晶粒界に おける析出	750~1200 Å 均一に分布	750~1200 Å 均一に分布	3000 Å 粗い、間隔が広い 粒界のところで 10000 Åの範囲で析出 は認められない。
PFZの最大 幅	700 Å	1000 Å	3000 Å
亜粒界析出	微細均一分 布代表的大 きさ 300~ 500 Å	冷水焼入に 同じ、しかし さらに薄板 状の析出も 認められる。	沸とう水焼入 に同じ薄板状の 析出物の量が多 い。
0.2%耐力	33.9kg/mm ²	34.7kg/mm ²	34.2kg/mm ²
応力腐食試 験のさいの 応力	31.5kg/mm ²	31.5kg/mm ²	31.5kg/mm ²
応力腐食割 れまでの寿 命(日) 3.5% NaCl 10分/h浸漬	24	62	365前後も割 れない。

* 溶体化処理後、3日間室温時効→90±5℃×8h→150±2℃×16h

W1103) に従って急速冷却しなければならない。第11図⁸⁾は、2024-T4および7075-T6板の焼入れ冷却速度と諸性能の関係をしらべた結果である。2024合金は冷却速度が十分速い場合は孔食タイプであるが、冷却速度が遅くなると粒間（粒界）腐食タイプになり、もしこのような組織の材料を3.5%NaCl水溶液交互浸漬3ヶ月後に強度を測定すると、約50%の引張強さ低下をまねくことがある。7075合金も冷却速度が遅くなると上記腐食試験後の強度低下が著しくなるが、この合金は腐食試験前でも強度低下がかなりみられる。

5.2 時効処理の影響

アルミニウム合金の応力腐食割れ性におよぼす時効処理の影響については、一般に低温時効したものの方が高温時効したものより寿命が短い。第12図¹⁷⁾には、CrおよびMnを含むAl-4.9%Zn-3%Mg合金の溶体化処理後

の時効温度と応力腐食割れ寿命および耐力の関係を示す。この図から明かなように、過時効状態では応力腐食割れを起こすまでの時間は長くなり、応力腐食割れ感受性は小さくなるが、耐力の低下が避けられないので、できるだけ耐力の低下を少なくし、しかも応力腐食割れ感受性を下げる方向の熱処理が望まれる。それには2段時効によるT7処理が最も適している。

もともとこのT7処理による応力腐食割れの防止は、アメリカで7075合金鍛造材（航空機のランディング・ギヤ）の改良熱処理としてはじめられたもので、T73と名付けられた。第12表⁵⁾に7075合金のT73処理の条件を示す。板、棒、鍛造材などにより第2段目の加熱条件が少し異なっている。第13図¹⁸⁾に7075合金の圧延材と鍛造材について、T6とT73熱処理後の応力腐食割れ試験結果を示す。T73処理により、耐応力腐食割れ性は大いに改良されるが、そのかわりにT6材にくらべて強度が約15%低下するのはまぬがれない。

時効処理によつても強度は増大せず、むしろ低下するAl-Mg系合金では、この時効処理のことを安定化処理と呼んでいるが、この処理は結晶粒界にβ相(Mg₂Al₃)の析出を生ぜしめ、その後の耐応力腐食割れ性に悪影響をおよぼす。第14図はAl-Mg系合金の応力腐食割れとMg量および温度の関係を示したものである。Mg量が5%以下の実用合金は、O材ではほとんど応力腐食割れの心配はない。冷間加工後100~150℃で析出処理を行なうと機械的性質は安定化するが、応力腐食割れ感受性が著しく増大するので、増感処理とも呼んでいる。なお、Mg量が3%以下では調質の如何にかかわらず応力腐食割れの心配はない。

6. 熱処理時に発生する残留応力とその防止法

熱処理時に発生する残留応力は熱処理残留応力と呼ばれ、熱処理型のアルミニウム合金では溶体化処理後の急冷（多くの場合水冷）によつて生ずる。肉厚の材料では表面と中心の冷却速度の差によつて残留応力が発生するが、表面は圧縮の残留応力、中心部は引張りの残留応力となるのが普通である。

第15図は2014合金円柱の冷却速度と長手方向の残留応力の関係を示したものである。400→290℃の平均冷却速度が大なるほど最大残留応力範囲も大きくなっていることがわかる。このため、冷却媒の温度とか組成を変え、冷却速度を遅くすることに命り残留応力を少なくすることができる。第16図は、7075-T6厚板の残留応力におよぼす冷却水温の影響で、いずれも表面圧縮、中心引張り

9

第11図 2024-T4 ならびに7075-T6 合金板の冷却速度が諸性能におよぼす影響

第12図 Al-4.9%Zn-3%Mg 合金の時効温度と応力腐食割れ寿命と耐力の関係 (応力=20kg/mm²)

第12表 7075合金 T73処理の人工時効処理条件

	第1段目	第2段目
板	107°C × 6 ~ 8 h	163°C × 24 ~ 30h
抽伸棒	" "	176°C × 8 ~ 10
押出材	" "	176°C × 6 ~ 8
鍛造品	" "	176°C × 8 ~ 10

第13図 7075-T6 と7075-T73 の応力腐食割れ試験 (3.5%食塩水中で交互浸漬) 結果

第14図 Al-Mg 系合金の応力腐食割れと温度の影響

第15図 2014-T4 円柱 (76mm ϕ × 227mm) の冷却速度と長手方向の残留応力範囲

第16図 7075-T6 厚板 (50.8mm) の焼入れ時にける冷却水温が残留応力におよぼす影響

の応力分布であるが、冷却水温の高いほど残留応力の絶対値は小さい。このため、型鍛造材のような断面形状の複雑な材料では温水焼入れが採用される。しかし、あまり冷却速度が遅いと、熱処理型合金では冷却の過程で析出を起こし、粒間腐食と強度低下の原因になるので、一般には82℃以下の水に焼入れするのがよいとされている。

以上冷却媒に水あるいは温水を用いた場合について述

第17図 ポリアルキレングリコール濃度ならびにその他の冷却媒と冷却速度の関係
(2024合金 1mm 板を492℃から冷却)

第18図 7075-T6 厚板の残留応力に及ぼす引張り加工の影響

べたが、或る種のアリウム合金鋳物では冷却媒に油を用いることがある。たしかに、残留応力とかひずみ防止には大きな効果があるが、冷却速度の低下にともなう強度低下、冷却後における製品表面に付着した油の除去に要する工数などを考えると万能とはいえない。このため近年新しく開発された水溶性焼入剤が注目されている。これは、ポリアルキレングリコールを主成分とした水溶液で比較の取扱いが容易であるといわれている。第17図²⁰⁾には肉厚 1mm の 2024 合金板を 492℃から各種の冷却媒に投入したときの冷却速度を示したが、ポリアルキレングリコールの 40%水溶液でも冷却速度は 1000℃/sec と速く、機械的性質および耐食性に悪影響をおよぼさない。また、水冷材ではかなり大きい量のひずみが発生

9

するのに対し、ポリアルキレングリコールの40%水溶液では全くひずみは発生しないことが確かめられている。

以上述べたのは、溶体化処理後冷却する過程で積極的に残留応力とかひずみを防止する方法であるが、このような手段を講じてもお残留応力の発生を十分防止できない場合とか、現場作業上そのような工程を組むことができない場合がある。以下にはこのような場合の除去方法の代表例を述べる。一般に2014合金は496~507℃で溶体化処理し、その後水冷、人工時効処理(152~166℃×17~20 hr)してT 6 処理されるが、すでに述べたように、厚板(50 mm)の場合水冷終了の状態ですべて表面圧縮、中心引張りの残留応力が発生し、その後の時効処理によっていくらか減少するが、まだかなりの量の残留応力が存在する。しかし、溶体化処理後水冷した材料をできるだけ温度の低い冷媒中に保持し、そこから取り出した後は高速スチーム処吹き付けることにより実質残留応力を除去することができる。たとえば、-196℃の液体窒素中に保持して、その後高速スチームを吹き付け、そのまま人工時効した2014-T 6 材では残留応力範囲は2.8 kg/mm²にまで低下し、通常のT 6 材16.7 kg/mm²の1/6になっている。この方法は“uphill quenching”とも呼ばれているが、実際には工数がかかることや、多量の液体窒素を必要とすることなどから、広く利用されるまでには至っていない。

現在もつとも広く利用されている残留応力の除去方法は、焼入れ後製品に一定量の塑性変形を与えて応力除去を行なう方法である。一般に溶体化処理後引張り加工により残留応力を除去し、その後焼もどしたものをT 651、圧縮加工により残留応力を除去したものをT 652と呼称している。第18図²¹⁾は7075-T 6 厚板(44 mm)の引張り加工量(永久伸び%)と残留応力の関係である。ストレッチャーで約1%の永久伸びを与えることにより残留応力は急激に低下し、それ以上の加工はあまり大きな効果をもたらさない。したがって、T 651の場合では1~3%、T 652の場合は1~5%の加工量が適当とされている。最近の米国などにおける材料規格には、このような処理を施した質別記号が多くみられる。しかしながら、複雑な形状の型鍛造材では全周にわたって均一に応力除去することは不可能であり、また断面積の大きい押出型材とか厚板はストレッチャーの能力がよほど大きくないと永久変形を与えることができず、問題が残っている。したがって、現状でひずみを少なくする方法は、アルミニウム合金材料の個々の特性を十分把握した上で、これまで述べてきた種々の応力除去方法をうまく組み合わせて用いることが必要である。

7. お わ り に

展伸加工用アルミニウム合金の熱処理について概説したが、われわれが現場でしばしば経験する熱処理品の問題点¹²⁾について簡単にまとめた。

(1) 強度不良: 溶体化温度が低すぎる。溶体化時間が短かすぎる。焼入れ遅れが長すぎる。冷却速度が遅い。時効条件が適正でない。

(2) 伸び不足: 過熱による共晶融解、高温酸化、過矯正。

(3) 共晶融解: 溶体化温度が高すぎる。加熱速度が速すぎる。

(4) 合せ板の拡散: 溶体化加熱時間が長すぎる。再熱処理回数が多い。

(5) ふくれ: 過熱による共晶融解。高温酸化。材料中のガス含有量が高い。合せ板の接合状態が悪い。

(6) 腐食: 塩浴炉の塩化物が材料上に残留。

(7) 粒界腐食: 焼入れ遅れ時間が長い。焼入れ時の冷却速度が遅い。

(8) 焼入れひずみ: 材料の支持が不適正。冷却速度を緩和するか、長尺材などは垂直方向に焼入れするのが良い。

(9) 焼割れ: 加熱冷却速度が速い。加熱冷却が不均一なときに生じ易い。

アルミニウムの熱処理について、時効、再結晶などの原理的なことに関する研究は非常に進んでいるが、その応用面、たとえば装置、方法などにおいてまだ不十分な点が多々あるように思われる。われわれ軽金属工業にたずさわるものは、この古くて新しい熱処理といったものをより広い視野から検討し、その研究、開発に今後とも大いに努力すべきであろう。

参 考 文 献

- 1) JIS ハンドブック非鉄 (1979) 日本規格協会。
- 2) 馬場, 高島: 軽金属, **20** (1970), 468.
- 3) アルミニウムハンドブック (1978) 軽金属圧延工業会 (現軽金属協会)
- 4) 日本特許出願公告, 昭39-2763.
- 5) 日本特許出願公告, 昭38-18205.
- 6) W. A. Anderson: "Precipitation from Solid Solution", ASM, (1959), 150.
- 7) JIS W 1103-1969, MIL-H-6088 E
- 8) H. Y. Hunsicker: "Aluminum" Vol.1, ASM, (1967), 109.
- 9) H. Hug: *Aluminium Suisse*, (1963), 49.
- 10) H. Zoller and A. Ried: *Aluminium*, **41** (1965), 10.
- 11) C. V. Lynch: *International Extrusion Tech-*

- 9
- nology Seminar, Paper No. 25, (1969).
- 12) アルミニウム展伸材の現場技術と金属学(1978) 軽金属学会.
- 13) G. Scharf: International Extrusion Technology Seminar, paper No. 9, (1969).
- 14) K. F. Bracuninger: International Extrusion Technology Seminar, paper, No. 11, (1969)
- 15) W. Gruhl and G. Scharf: *Z. Metallkde*, **57** (1966), 597.
- 16) K. G. Kent: *J. Inst. Metals*, **97** (1969), 27.
- 17) W. Gruhl and H. Cordier: *Aluminium*, **44** (1968), 403.
- 18) W. W. Binger, E. H. Hollingsworth and D. O. Sprowls: "*Aluminum*", Vol. 1, ASM, (1967), 240.
- 19) E. H. Dix, W. A. Anderson and M. B. Shumaker: *Corrosion*, **15** (1959), 55t.
- 20) R. H. Lauderdale: *Met, Progress, Dec.* (1967), 79.
- 21) R. S. Barker and J. G. Sutton: "*Aluminum*", Vol. 3, ASM, (1967), 355.