

65/35 黄銅線材の残留 β の挙動と機械的性質

室 町 繁 雄 品 川 不 二 雄
日南田 敏 衛

On the Behaviour of Residual Beta and Mechanical Properties in 65/35 Brass Wire Rod.

Shigeo MUROMACHI Fujio SHINAGAWA
Toshiei HINATA

In 65/35 brass billet, cast into mould by the chill cast and the continuous casting methods, were found in the ingots containing more or less of the beta phase. The residual beta was a massive shape in the chill cast or a striped form in the continuous casting method. The beta in the extrusive billet was dissolved in alpha by long soaking or annealing, but this disappearance of the beta phase had need to larger soaking. When the chill cast and continuous casting billet was worked by the hot extrusion, the residual beta were produced the laminated shape in along the extruded direction. And also the recrystallized grain of the alpha seemed to be the effect of suppression of the grain growth due to this laminated.

This report is to show how the laminated beta above gives the influence on the behaviour of laminated beta and on mechanical properties of the 65/35 brass wire rod.

I 緒 言

現在 65/35 押出し用ビレットは主に金型および連続
鋳造で得られているが、これ等の方法によって得られ
たビレットには β 相の残留が認められることが多い。
室町^① らも鋳造法を異にする 65/35 黄銅圧延用ビレ
ットについて β 相の残留状態の相違を認めている。

この残留 β は鋳造時に生ずる偏析によって不平衡の
状態に存在する相であり、従来残留 β は加工前の均熱
処理を行なっても容易に消失し難いといわれている^{②③}

Dowdell^④ らによればこの残留 β 相が比較的多いと
再結晶粒度は微細になるといわれ、また室町^① らによ

れば比較的 β 相の粗い糠型材では残留 β 相の周辺に粗
粒の生じることを認めている。この様に β 相の挙動が
黄銅材の再結晶粒中に混粒を生ずる原因となり、さら
に黄銅線材の再結晶粒調整の立場からも重要な問題で
あると考えられる。

本報では 65/35 押出し用の金型ビレットと連鋳ビ
レットの残留 β を比較し、特に金型ビレットに残留する
 β 相が押出し加工により棒状に伸び、かつ縞模様を呈
す事、しかも押出し材の初めの部分、中間の部分、押出
し終りの部分では β 相の形状も明らかに異なっている
のを認めたので、これ等る部分の β 相の加工並びに熱
処理による挙動、さらに結晶粒度、機械的性質に対す

表—1 鋳造ビレットの化学成分と β 相の量

試 料	鋳 造 方 法	化 学 成 分 (w/o)						β 相の量 (v/o)	デンドライトの 間隔 (mm)
		Cu	Sn	Pb	Fe	P	Zn		
No. 1	金 型 鋳 造	64.54	t _r	0.03	t _r	t _r	残 り	12.19	0.017~0.025
No. 2	連 続 鋳 造	65.01	t _r	0.01	0.01	t _r	残 り	10.71	0.004~0.006

る影響について調べた結果を報告する。

II 試料の溶製

500 kg 低周波電気炉で特に鱗の入れぬように注意し電解銅、電気亜鉛を配合して 65/35 黄銅の溶湯を用意した。この溶湯を砲金金型ならびに Scovil 式連続鑄造装置に鑄込み 160 mm ϕ ×2,000 mm の円筒鑄塊を溶製した。

これら鑄塊の化学成分を示すと表 1 のようである。不純物として Pb, Fe がわずかに混入しているが P は認められなかった。

引張り試験は JIS 9 号試験片を作製し各試料について 3 本ずつ測定した。

IV 実験結果並びに考察

IV-i 鑄塊の組織と β 相の量および形状

写真 1 には押出し用鑄塊の中心部縦断面マクロ組織を示した。No. 1 (金型材) では鑄塊の外皮から中心に向って過冷晶 (約 20° の傾斜を持つ)、次に粗い粒状晶さらに微細な粒状晶からなっている。一方、No. 2 (連鑄材) ではモールド壁より 35° の傾斜をもった柱状晶が熱流の方向に極めて長く伸び鑄塊の中心部で合流し

表—2 試料の加工条件

ビレット (160mm ϕ)	押出し	$\left\{ \begin{array}{l} \text{T材 (9.5mm}\phi) \\ \text{M材 (")} \\ \text{E材 (")} \end{array} \right\}$	引抜加工	$\left\{ \begin{array}{l} 25\% \text{ 加工度 (8.23mm}\phi) \\ 40\% \text{ " (7.36mm}\phi) \\ 63\% \text{ " (5.78mm}\phi) \end{array} \right\}$
焼なまし	$\left\{ \begin{array}{l} 475^{\circ}\text{C}\times 1.5\text{hr} \\ 600^{\circ}\text{C}\times 1.5\text{hr} \end{array} \right\}$	引抜加工	$\left\{ \begin{array}{l} 25\% \text{ 加工度 (7.13, 6.38, 5.03mm}\phi) \\ 40\% \text{ " (6.38, 5.71, 4.48mm}\phi) \\ 63\% \text{ " (5.03, 4.48, 3.52mm}\phi) \end{array} \right\}$	
焼なまし	$\left\{ \begin{array}{l} 425^{\circ}\text{C}\times 1.5\text{hr} \\ 475^{\circ}\text{C}\times 1.5\text{hr} \\ 530^{\circ}\text{C}\times 1.5\text{hr} \end{array} \right\}$			試料

III 実験方法

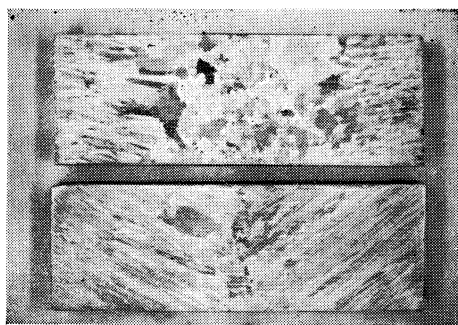
まず、鑄造材から β 相の不均一をなくするため、鑄塊を 3 等分してその中央部を押出し材として使用した。この鑄塊の β 相の残留状況を比較する目的で β の分布をデンドライト間の大きさを測定し、 β 相の量を約 3 mm² に相当する面積の顕微鏡写真を引伸して β 相を切り抜き重量変化として得た値を示した。

残留 β が少なく、かつ分布度の大きい連鑄材は押出し加工でほとんど β が消失する為に押出し、後の機械的性質におよぼす影響については金型鑄造材について調べた。

表 II に示す様にビレットを 2000 t Direct 横型水圧押出機により 9.5 mm ϕ に押出した供試材から先端部 (T)、中央部 (M)、末端部 (E) に三等分¹⁾ して次に各々の試料を 25%、40%、63% の引抜加工を与えた。その後 475°C および 600°C の 2 種の温度で 1.5 hr 焼なまし、結晶粒の細い素材 (0.020 mm) と粗い素材 (0.055 mm) を作り最後に表 2 に示す加工、焼なましを行い引抜方向に平行な縦断面を鏡した。その試料について結晶粒度測定を行った。²⁾ その後マイクロビッカース硬度計で荷重 100 gr を用いて硬さを測定した。

No. 1
金型材

No. 2
連鑄材



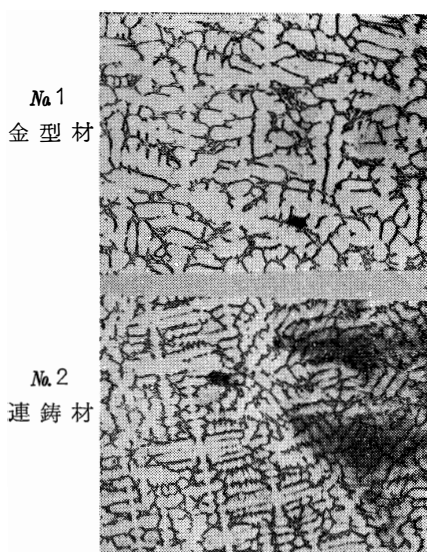
写真—1 鑄塊のマクロ組織 (×1/3)

ているのが見られる。

この様に冷却速度の著しく異なる鑄塊の残留 β を比較してみると写真 2 に示す様に No. 1 では α 相がかなり大きな粒状晶から成り、 β 相はデンドライトの粒間に分散しており、 β の分布は中心に多く外周に少ない正偏析を示している。また β 相の形状は不規則である。

註1) [以下 T, (top), M (middle), E (end) で表わす。]

2) [結晶粒度測定は ASTM の標準写真による比較法で行なった。]



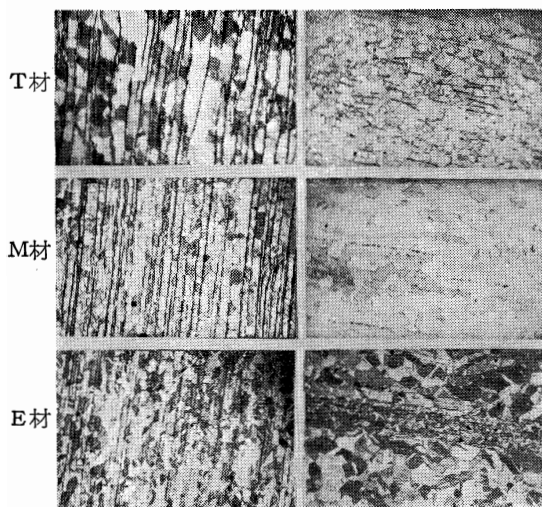
写真—2 鋳塊の顕微鏡組織 (×120)

No. 2では外皮より10mmの所までは比較的大きい組織を示すがそれから中心部までは均一な柱状晶の発達が著しく β 相は樹枝間に細かく分布しその分散度は高くなっている。

表1に示した様にデンドライトの大きさはNo. 2の方が明らかに細かく、 β 相の数も多いがその全量は僅かではあるがNo. 1の方が多く出ている。

IV—ii 押出材の組織と β 相の形状

この様に β 相の異なった160mm ϕ の鋳塊を9.5mm ϕ に押出した際の顕微鏡組織を比較したものが写真3である。



写真—3 押出し材の顕微鏡組織(縦断面)×120

写真3—aは金型材の組織でT材では β 相の分布がM材、E材に比べ粗く不均一である。また β 相も或程度巾を持った棒状を示している。押出しは750°Cの熱間押出しのため α 相は再結晶を示している。しかし再結晶は β 相間で止まっており、 β 相が切れている部分では隣りの地質にまで成長しているのが認められる。

すなわちDowdill®の指摘した様に長い棒状の β 相が地質(α)の再結晶粒の成長を阻害し不均一な結晶粒を示している。M材では β 相の間隔が狭く細くなっている。そのため地質(α 相)の再結晶粒もT材に比べると細くなっている。さらにE材では β 相が細かい縞状になって来ているのが認められるが、これもまた再結晶を阻害していると考えられる。しかし部分的には縞を越して再結晶が成長しているのが認められ、 β 相の影響も減少している。

この様にT、M、E材で著しい組織の差があるのは押出し加工の際における β 相の変形に差が有るためと考えられる。

次に写真3—bは連铸材の押出し組織を示す。T材ではわずかに β 相が点存しておるがほとんど再結晶組織になっている。M材では β 相が縞状でわずかに認められ、地質(α)は成長を示している。E材でも完全に再結晶を示しているが一部に β 相の不均一化により部分的に残存した場合その周辺が微細組織を示している。写真Eにその不均一組織を示した。

IV—iii 加熱による残留 β の消失

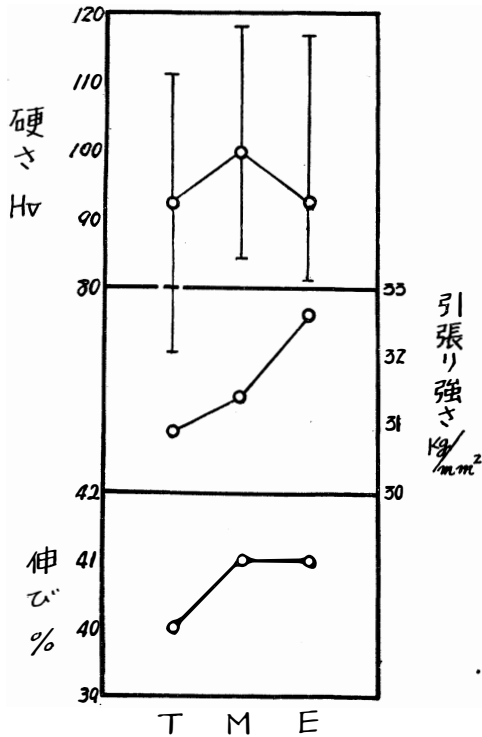
9.5mm ϕ まで押出し加工した供試料を塩浴で500°Cで1秒より20時間の間、種々の時間を変え β 相の消失する時間を調べてみると表3に示す様に金型材(3 $\frac{1}{3}$ hr)に比べ連铸材(20分)の方が著しく早い。これは加熱により β 相が拡散現象により消失すると考えられるから連铸材の様に残留 β が細く容積に比べ接触面積が大きい方が消失速度が早くなるものと思われる。

表—3 β 価の消失時間(秒)

試料	β 残	β 消失時間(秒)	
		β わずかに残	β なし
No. 1 金型鋳造	10		12000
No. 2 連続鋳造	10		1200

IV—IV 押出し材の機械的性質

この様に連铸材の β は一般に熱間押出しでほとんど消失する為、本実験では金型材についてのみ行った。



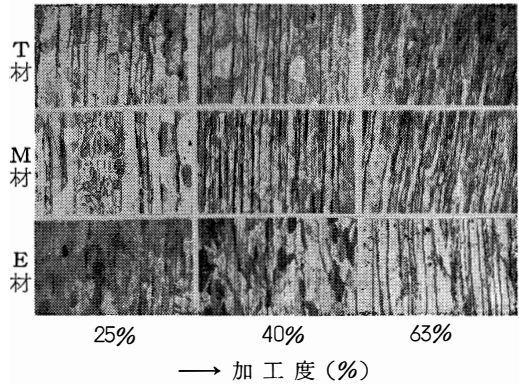
図—1 押出材の各部の機械的性質
T…Top, M…Middle, E…End

熱間押しにより得た9.5mmφの機械的性質を比較してみると図1に示す様に、マイクロ硬さではM材が他に比べ硬い。これはβ相の間隔がT材に比べ狭い為であり、E材ではβ相が拡散しほとんどα相になり均質になったためと考えられる。室町等は糖型材についてβ相(100)、α相(65)の硬さの差を認めている。

引張り強さ、伸びはT材に比べM材、E材と良くなっている。この事よりβ相の不均一な残留が機械的性質に悪影響をおよぼす事が認められた。

V-i 引抜加工によるβの変化

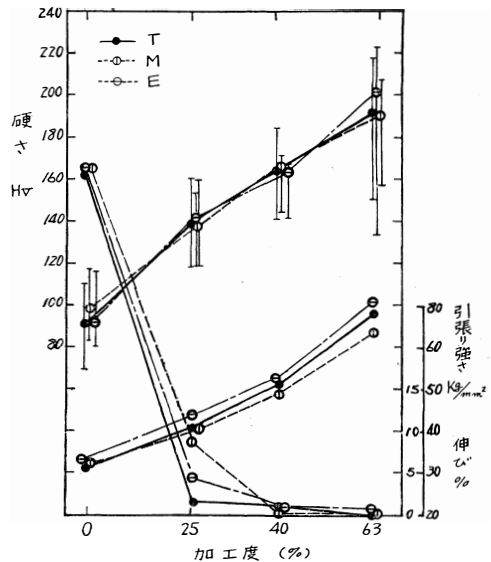
押し後の各部の供試料を冷間で引抜加工を施し組織変化を写真4に示した。写真4(4-a)は25%加工材でまだβ相の残留が認められ、E材では加工歪が生じ始めている。さらに40%加工(4-b)になるとT材でも加工歪が認められるがいぜんとしてβが残存している。M材では加工歪量も増し残留βが縞状になって来た。さらにE材ではわずかに認められる程度である。また、63%加工(4-c)になるとT材でもβが認められなくなったが、M、E材では地質が完全に加工組織になると再びβ相が縞状として明らかになって来た。



写真—4 引抜材の顕微鏡組織(伸線方向に平行な断面)(倍率123×3)

これは地質(α)と残留βでは加工度が異なり或る加工度で両相の歪度合が等しくなりβ相は縞状または消失したかの様な挙動を示し加工度がさらに増すと地質とβ相の歪程度に再び差が出来るためにα、β相が明らかになって来るのではないと思われる。

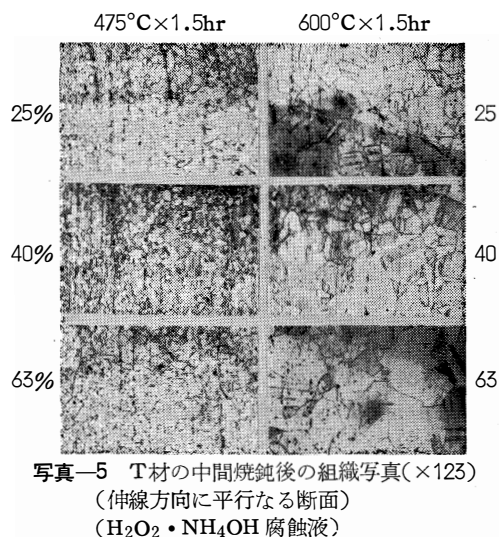
引抜加工後の機械的性質は図2に示した。硬さはT、M、E材共ほとんど変わらない。引張り強さはE材が各加工度でわずかに高くなっており伸びは25%加工でM、E、Tの順に良く加工度が増すとほとんど同一になっている。



図—2 引抜加工による機械的性質の変化

V-ii 中間焼なまし材の機械的性質と結晶粒度

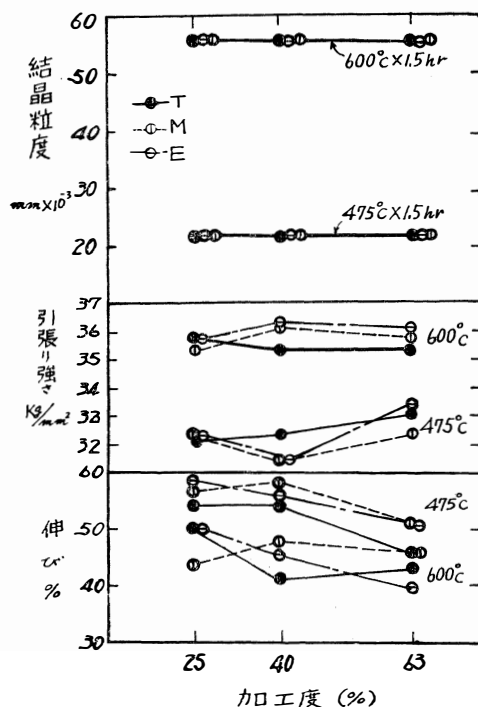
加工度を変えた供試料を475°Cおよび600°Cで焼なましするとT、M、E材のβ相はほとんど消失してお



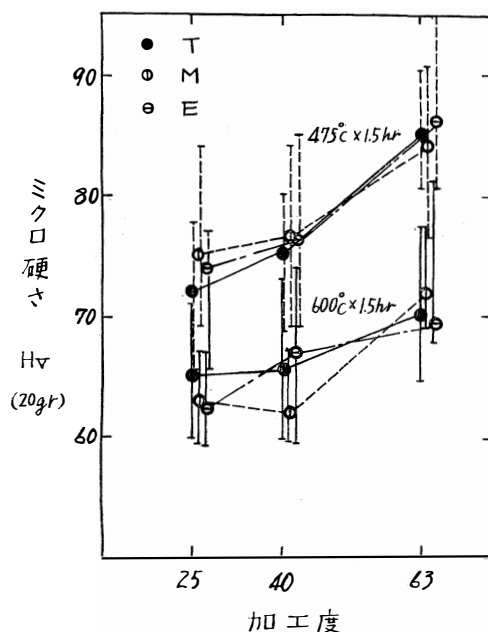
写真—5 T材の中間焼鈍後の組織写真($\times 123$)
(伸線方向に平行なる断面)
($\text{H}_2\text{O}_2 \cdot \text{NH}_4\text{OH}$ 腐蝕液)

りまた475°Cの焼なましですでにどの加工度に於ても完全に再結晶を示している。

写真5には各加工度のT材の組織を示した。600°Cの焼なましでは各加工度においても再結晶粒は成長を示している。これ等の結晶粒度、機械的性質を比較したのが図3である。



図—3—a 中間焼鈍材の機械的性質と結晶粒度におよぼす焼鈍温度と焼鈍前の加工度の影響

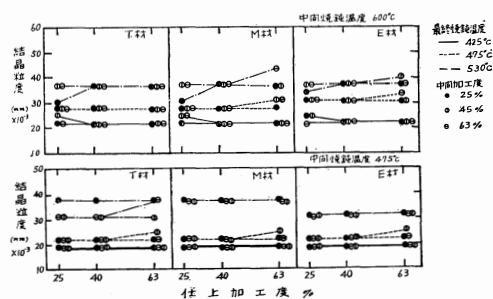


図—3—b 中間焼鈍材の硬さにおよぼす焼鈍温度と焼鈍前の加工度の影響

これより明らかな様に再結晶粒はT, M, Eおよび各加工度において475°C焼なまし材では0.022mm, 600°C焼なまし材では0.055mmと変わらない。機械的性質もほとんど変化がなくなって来た。図3—bに硬さの測定結果を示したがこれでは明らかに加工度の増加と共に硬くなっている。この段階では β 相の影響はほとんどなくなり加工による影響のみとなり機械的性質はT, M, E材について差は認められなくなった。

VI 最終焼なましによる機械的性質および結晶粒度

中間焼なましによって得られた結晶粒度の差が最終加工, 焼なましによってどの様な変化を示すか図4—aにその結果を示した。



図—4—a 最終焼鈍後の結晶粒度におよぼす中間焼鈍温度, 加工度と最終焼鈍温度と加工度の影響

得られた結果は相当にばらつきがあるが、次の様なことが言える。

結晶粒度におよぼす影響は中間焼なまし温度と最終焼なまし温度に認められ特にT、M、E材と著しく、加工度による影響はほとんど認められなかった。

硬さおよび機械的性質は中間焼なまし温度、最終焼なまし温度の上昇と共に引張り強さは減少し伸びは増している。しかし中間加工40%のものが25%、63%に比べ硬さ、引張り強さ共高いのが認められた。それ等の結果を(4-b)、(4-c)に示した。

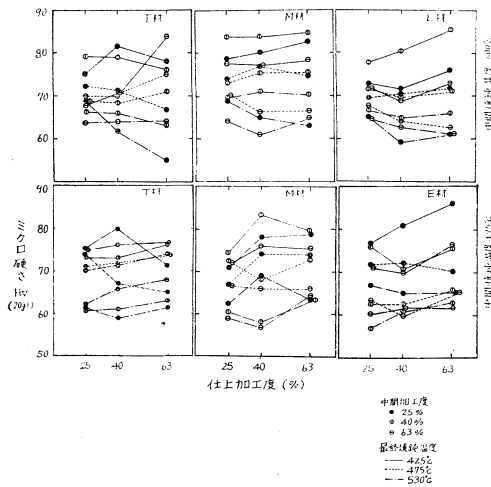


図-4-b 最終焼鈍後の硬さにおよぼす中間焼鈍温度、加工度および最終焼鈍温度加工度の影響

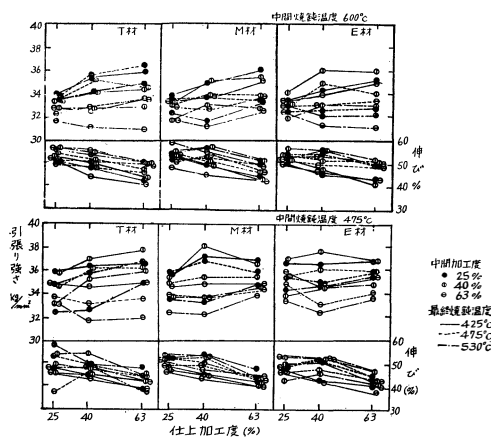


図-4-c 最終焼鈍後の機械的性質におよぼす中間焼鈍温度、加工度および最終焼鈍温度、加工度の影響

VII 総 括

65/35 黄銅線材について β 相の挙動および機械的性質におよぼす影響について行なった本実験の結果を要約すれば、次に示す如くなる。

1. 鋳塊では金型材の方が不均一な粗い β 相を示していた。

2. 押出し直後の線材において鋳塊の β 相が棒状に伸びて来るため、地質の再結晶粒の成長が β 相に阻害され β 相間で止まっているのが認められた。

3. 押出材では β 相の形状も異なり、不均一に β 相の多く残存するT材の機械的性質はM材E材に比べ悪いのを認めた。

4. 残留 β 相はその後の冷間引抜加工でも完全消失を示さないが加工後の焼なまし温度427°Cではほとんど消失し、600°Cでは地質の再結晶粒の成長を認めた。

5. 中間焼なまし後の試料では機械的性質に残留 β の影響はほとんど認められなかった。

終りに試料の溶製に御援助頂いた三越金属工業株式会社に感謝の意を表します。

文 献

1. 室町, 堀; 日本金属学会誌 24. 8. (1960)
2. D. R. Hull; Trans. AIME, Inst. Metals, Div. (1945), 203
3. R. L. Dowdell; Trans. ASM, 41 (1949), 985.

(昭41.10.31受付)