ウ 理 処

Beta Treatment of Uranium

添 野

Kō Soeno

浩*

内 容 梗 概

金属ウランには α , β , γ の3相が存在し, α 相で塑性加工されると顕著な方向性が発生する。原子炉の燃料 として用いられるとき、方向性があると寸法の安定性がなく、使用にたえない。したがって方向性をなくする ことは不可欠の要件で、このためには β -処理と呼ぶ熱処理を行なう。

この報告はかような熱処理において、方向性の消失する過程を明らかにするとともに、その機構について考察検討を加えたものである。

1. 緒 言

金属ウラン(以下Uと略記)の照射損傷として、寸法変化、燃料体 表面の肌荒れ(Wrinklingと呼ぶ)および空泡の形成による密度減少 (Swelling と呼ぶ)などが知られている。 寸法変化は方向性をもっ た燃料体に最も顕著に認められるもので, 668°C 以下で安定な α 相 (斜方晶格子)領域で塑性加工を受けると方向性が発生する(普通選 択方位が発生するという)。どのような選択方位がどの程度の鮮鋭 度で発生するかは,主として加工温度と加工度によって左右される。 しかし加工温度のいかんを問わず圧延、押出し、引抜きなどによっ て作られた棒,あるいは圧延板などでは,選択方位の主成分の一つ として、棒軸あるいは圧延方向には(010)面の法線(以下(010)極と 略称)あるいはこれに近い方位が配向してくる。そして照射損傷に よって棒軸あるいは圧延方向に伸長する。換言すれば(010)極が最 も濃化した方向に伸びる。選択方位が鮮鋭なほど寸法変化が著し く,これをなくすることが燃料製造上不可欠の要件である。β-処理 あるいはγ-処理とは、選択方位をなくして方向性のないもの(ラン ダム組織と略称する)にする熱処理である。すなわち試料をβ相 (668°~770°C間で安定な相)あるいはγ相(770°~融点 1,133°Cまで安 定な相)領域内に加熱後急冷(普通水冷)する方法である。純 U では 急冷しても高温相が残留することなく、 $\beta \rightarrow \alpha$ あるいは $\gamma \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ の 順序で変態する(1)。急冷するのは以上の変態によって生ずるα相の 結晶粒を微細化するためで、これによって照射損傷の1つである肌 荒れを減少させることができる。ランダム組織で結晶粒が微細なこ とが原子燃料として要求される重要な性質である。

からは 10(W)×16(L)×1.7 mm (T)の熱サイクル試片を,また圧 延板C, Dからは4(W)×30(L)×2.7 mm (T)の熱膨張係数の測 定試片を作成した。ただし熱サイクル試片は,長さ方向を圧延方向 に一致せしめ,また熱膨張係数の測定試片は,長さ方向を圧延方向 に一致させたものと,圧延面内において圧延方向と直角をなす方向 (横方向と略称する)に一致させたものの2種とした。選択方位をも つ試料は熱サイクルにおいて(010)極が最も集積する方向に伸びる ことが知られている。したがって圧延板では圧延方向に伸び、横方 向と板厚方向に収縮する。また α -U は斜方晶格子であるから,物 理的性質に異方性が認められ,とくに熱膨張係数の異方性が著しく, 種々の測定値が発表されている⁽⁴⁾⁽⁶⁾。25°~100°C 間の平均熱膨張係 数の一例を第3表に示す。これから(010)極が最も集積する方向の 熱膨張係数が最小になることが容易に想像される。すなわち圧延板 では圧延方向に最小の熱膨張を示す。

さて本報で報告するβ-処理の意義は以上のようなものであるが, この熱処理法の根本問題の一つはどのような機構によって選択方位 が失われるかである。β-処理あるいはγ-処理に関する技術的問題に ついてはすでに幾多の結果が発表されていて^{(2)~(5)},かなりの知見を 得ることができる。しかし変態機構に関連した選択方位の消失機構 についてはまだ定説がなく,今後にまつべきものが多い。本報では, このような事情にかんがみ,選択方位の消失機構の推定に重要と思 われる二,三の実験結果について報告する。

2. 実 験 方 法

さて適当な β-処理条件によって選択方位が消失すれば,熱サイ クルにおける変形量は小さく,また横方向と圧延方向の熱膨張係数 も一致する。したがってこれらの測定値によって選択方位の有無を 検知することができる。

熱サイクルの温度範囲は室温~450°C,あるいは室温~550°Cで,加熱9min,冷却5minで,最高温度に達すれば直ちに冷却する方法をとった。25サイクルごとに圧延方向と横方向の変形量をマイク ロメータで測定し,計100回の熱サイクルを行なった。熱膨張係数の 測定には本多-佐藤式示差熱膨張計を改良して用い,室温~300°C用 の平均熱膨張係数(石英との示差値)を測定した。β-処理条件と熱サ イクルにおける変形量および熱膨張係数の異方性との関係から選択

第1表 試料の純度

純度			99.5%							
不	純	物	Fe	Cu	Ni	Mn	В	Si	Cr	
	ppm	1	200	100	100	15	0.5	100	100	

第2表 試 料 の 加 工

	<u></u> <u> </u>	延 温	度	加工度(%)	圧延後の真空焼鈍
Α	X			70	
В				55	
С	370~40	0°00		67	600°C−1 h
D				86)
Е				70	720°C-10 min 加埶後空×
	第	3表	Uの結 ₁	晶主軸の熱膨	脹係数(6)
	第	3 表	Uの結 25~1	晶主軸の熱膨 100℃間の平均熱	脹係数 ⁽⁶⁾ 膨脹係数
	第 a 軸	3 表 	Uの結 ₁ 25~1	晶主軸の熱膨 100°C 間の平均熱 21.0×10 ⁻⁶ (°	. 脹係数 ⁽⁶⁾ . 膨脹係数 C ⁻¹)
	第 a 軸 b 軸	3 表 	Uの結 25~1	晶主軸の熱膨 100℃間の平均熱 21.0×10 ^{−6} (° −1.45×10 ^{−6} (°	· 脹係数 ⁽⁶⁾ · 膨脹係数 C ⁻¹) C ⁻¹)

試料は第1表に示す純度のもので、これを圧延して第2表に示す 5系列の試料を作成した。すなわち圧延板A~Dは強加工後600℃ -1hの焼鈍によって再結晶させたもので(以下α-焼鈍試料と略称) 鮮鋭な選択方位が形成されている。選択方位の有無は熱サイクル (ある温度範囲で試料を繰返し加熱および冷却する)における変形と 熱膨張係数の異方性測定から検討された。すなわち、圧延板A、B

* 日立製作所日立研究所

方位の消滅過程を明らかにしようとした。

試料を熱サイクルさせると、照射損傷の場合と同様 Wrinkling を 生ずる。Wrinkling の大小は選択方位の鮮鋭度にもある程度影響さ れるが、最も重要な関連をもつのは結晶粒の大小である⁽⁷⁾。すなわ ち熱サイクル後の Wrinkling から総体的な組織の粗密を比較でき る。Wrinkling の定量的表現は困難であるが、一応触針式あらさ 計(大越式, F-2形)によって表現することを試みた。

圧延板 E は、β相内に加熱保持後空冷されたもので、選択方位は 消滅しているが、冷却速度が比較的小さいため組織は粗大である。 結晶粒界が複雑でサブグレンが多数認められ、混粒組織で正確な粒 度の表現が困難である(第1図に組織の一例を示す)。前記寸法の熱 サイクル試片を切り出し、これらの試片を再びβ相内の種々の温度 まで加熱後水冷して室温~550°C間の熱サイクルを100回行ない、 Wrinklingの程度すなわち組織の粗密と熱処理条件との関係を求め た。この実験は実際上鋳造材のように選択方位をもたないが、組織 が粗大なため、 β -処理によって組織の微細化を図ろうとする場合に 相当するが、変態機構の推究に重要と思われる結果が得られたので 報告する。

3. 実験結果

3.1 熱サイクルにおける変形量と加熱温度との関係 第2表のAから採取した熱サイクル試片に熱電対を点接し,695℃ められる。試料温度が、停止温度より約1℃上昇してから水冷した ものを熱分析線上の変態完了試料とし、さらに670℃以上690℃ま での各温度で水冷した試料を作り、これらを575℃-1h真空焼鈍し てから、室温~450℃、あるいは室温~550℃間で熱サイクルを100回 行ない、変形量と加熱温度との関係を求めた。その結果を第3図に 示す。これによると、685℃までは熱サイクルにおける変形量がかな り大きく、明らかに選択方位の存在が認められる。熱サイクル後の試 料のWrinklingを触針式あらさ計によって記録し、その凹凸の平均 大いさと加熱温度との関係を示すと第4図のようになる。約680℃



に保持された Ar ふん囲気の炉内に試料をそう入すると第2図の加熱曲線にそって温度が上昇する。すなわち $\alpha \rightarrow \beta$ 変態の温度停止(約30s) は約668°C に認められるが、その前に約1°~2°C位の過熱が認



第1図 720°C-10 min→空冷試料(E)の組織(×40 偏光)



第3図 100 サイクル後における試料の変形量と加熱温度 との関係(圧延板A)



第4図 100 サイクル後における Wrinkling と加熱温度との関係(圧延板A)

29

454	昭和37年3月	日	<u>.</u>	冒平		第 44 巻 第 3 号
					27(2)22(4)2/2	

から急激に Wrinkling が増加し, 組織が粗大化する傾向が認められる。

以上によって試料をβ相内に加熱すれば確かに熱サイクルにおけ る変形量は減少するが,β相内の低温度では不十分で、ランダム組 織にするには第2図の加熱速度による場合少なくとも690°C以上に する必要がある。熱サイクルにおける試料の変形量は、仮りに選択 方位が同一の鮮鋭度であっても結晶粒度に著しく影響され、組織が 粗大な場合、変形量が小さいことが明らかにされている⁽⁸⁾。すなわ ち変形量は単に選択方位のみでなく、結晶粒度にも著しく影響され る。第4図と第3図を比較すれば明らかなように、変形量の急減す る温度範囲でWrinklingも大きくなり、したがって組織も急激に粗 大化しているので、この点で第3図は選択方位の消減過程の追求に はやや難点があるように思われる。そこでさらに熱膨張係数の測定 を試みた。

3.2 熱膨張係数の異方性と加熱温度との関係

圧延板Cから採取した熱膨張係数測定試片を熱サイクル試片と同 様な方法で、β相内の各種の温度まで加熱後直ちに水冷し、575℃-1h の真空焼鈍を行なって焼入れひずみを除き、室温~350℃間の平均熱 膨張係数を測定した。熱サイクル試片とちがった寸法の試片のため 試料の加熱速度は第2図とはやや異なり、また各試料で必ずしも同 一加熱速度が得られなかった。650°C~変態点まで約10s,変態点での温度停止時間は約20~35s,変態点~焼入温度まで2~30s(焼入温度が低いほど短い)を要した。第5図が測定結果で,熱サイクルにおける変形量と加熱温度との関係曲線に非常に良く似ていて,温度上昇に伴って明らかに異方性が減少し,690°C付近でほぼ消失する。しかし熱分析曲線上変態完了と見なしうる温度より3°C高い671°Cから水冷した試料でもα-処理試料とほぼ同程度の異方性が認められた。 各加熱温度で水冷した試料の組織を第6図に示す。第4図と同様加熱温度の上昇にしたがって組織の粗大化が認められ、とくに690°Cまでの変化が著しく、それ以上温度が上昇してもあまり粗大化しない。これは室温~550°C間の熱サイクルを50回行なった後のWrinklingの大きさにも反映している。この結果を第7図に示す。

680℃から水冷した試料で第5図に記号Cで示したものは、その 熱膨張係数の値が同温度で水冷した他の3個の試料に比較して、ラ ンダムな試料に近い。この試料の組織は他の3個に比較して明らか に粗大化している。すなわち異方性の消失には必ず組織の粗大化が 伴うことが認められた。

3.3 繰返しβ-処理の影響

以上の実験によれば熱分析曲線上 $\alpha \rightarrow \beta$ 変態による温度停止が終ってから直ちに水冷してもかなりの選択方位(熱サイクルにおける 変形量と,熱膨張係数の異方性から推定すると α -焼鈍試料と同様な ものと推定される)が残存する。試料の温度不均一のため確実に 100



第5図 平均熱膨脹係数(室温~350°C)と加熱温 度との関係(圧延板C)

%変態が完了していないとしても, α 与 β 変態の際に新相の核が母 相中にこれとは規則的な方位関係がなく生成し周囲のマトリックス を蚕食して成長すると考えるには,選択方位の消失程度があまりに



第7図 50 サイクル後における Wrinkling と加 熱温度との関係(圧延板C)



 α - 焼鈍試料

669°C→水冷

671°C→水冷

673℃→水冷

675℃→水冷



ン

0)

も少ないように思われる。それでこの点をさらに確認するため繰返 し β -処理による選択方位の消失を検討してみた。試片は圧延板Aか ら採取した熱サイクル試片で、これに熱電対を点接して、 $\alpha \rightarrow \beta$ 変態 の温度停止時間を28sになるよう試料をそう入する加熱炉の温度を 調節し、温度停止が開始(第2図の熱分析曲線から明らかなように、 試料温度が1~2°C降下するので開始点は容易に判明する)してから 7、14、21、28s後に水冷する処理を1~4回行なった。このような処 理を行った試料を室温~450°C、および室温~550°C間で100回熱サ イクルさせ、試料の変形量と繰返し熱処理回数との関係を求めた。 第8図がその結果である。また熱サイクル後のWrinklingの大小も 調べたが、その結果を第9図に示す。熱処理回数の増加に伴い組織 がやや粗大化する傾向が認められる。一般に熱処理回数の増加に伴う 変形量の減少は小さく、結晶粒の粗大化を補正して考えればほぼ 一定かあるいはわづかに減少が認められる程度である。

ラ

第6図から明らかなように、 $\alpha \rightarrow \beta$ 変態の停止温度より 1~2°C 高い温度から水冷した試料の組織はかなり微細である。したがってこのような温度から繰返し水冷することによって組織の微細なものが得られる可能性も考えられるが、選択方位の消失があまり認められないので、実用的には不可能と思われる。

3.4 保持時間の影響

第3図および第5図の結果から,約690℃付近では選択方位がかなりすみやかに消滅するが,これ以下の低温領域ではどの程度の保

速度は 600° ~変態点まで 50 ± 5 s, $\alpha \rightarrow \beta$ 変態における温度停止時間 85 ± 10 s でこれから各保持温度にいたる時間は 10 ± 3 s (保持温度 670° C の場合), 30 ± 5 s (675° C), 45 ± 5 s (680° C), 70 ± 5 s (685° C) である。 670° C~ 685° C 間で種々の時間保持後水冷し, 575° C-1 h の 焼鈍を行ってから室温~ 550° C 間 で 100 回熱 サイクルを行ない, 保持時間と変形量との関係を求めた。 **第 10** 図 がその結果である。

処

-

β

理

圧延板Dから採取した熱膨張係数測定試片も同様な方法で加熱されたが、その速度は650°~変態点まで12±2s、 $\alpha \rightarrow \beta$ 変態における温度停止時間 30±5sで、これから各保持温度にいたる時間は、5~15sである。ただし保持温度 671°Cの場合は以上よりおそく、650~変態点まで1 min、温度停止時間 5±1min、これから保持温度まで約 1.5 min を要している。これは加熱に際して試料が保持温度よりも高温になり過ぎぬためである。670°~685°C間で種々の時間保持後水冷し、575°C-1hの焼鈍を行なってから測定した。α焼鈍試料の室温~300°C間の平均熱膨張係数は圧延方向において 6.7×10^{-6°}C⁻¹で、700°C-5 min 加熱後水冷、575°C-1hの焼鈍試料の測定値は 15.7×10^{-6°}C⁻¹であった。この値は熱処理条件から考えてランダム組織の場合に近いものと推定される。種々の条件でβ処理された試料の圧延方向の平均熱膨張係数(室温~300°C)の測定値をaとして、b=15.7×10⁻⁶−aとおき、bの保持時間による変化を求めても選択方位の消減過程を検討できる。測定結果を **第**11 図に示す。

以上2つの結果から、ランダム組織にするために必要な保持時間

持時間が必要かが問題になる。

この点を圧延板Bから採取した前記寸法の熱サイクル試片および 圧延板Dから採取した熱膨張係数測定試片を用いて検討した。

すなわち,熱サイクル試片を用いた実験ではあらかじめ高温に保 持された Ar ふん囲気の炉内に試料をそう入するが,その際の加熱



と温度との関係を示すと第12図のようになる(熱処理試料B, D の選択方位の鮮鋭度には差があるはずであるが, 第12図の結果に はほとんどその影響が認められない)。実用上の見地からは、ランダ ム組織にするためには少なくとも675℃以上に加熱する必要があ ると思われる。

なお各試料の組織を調べたが, bの大きい試料, すなわちまだ選 択方位が認められる場合には比較的微細組織であるが, ほぼランダ ム組織になったものでは必ず粗大である。同一条件で熱処理された 試料の間にもbの値にバラッキが認められるが, これは組織的にも よく対応していて, bの大きいものは小さいものより組織が必ず微 細である。すなわちこの場合も選択方位の消失と組織の粗大化が相 伴っている事実が認められた。 第13 図に組織の一例を示す。



第8図 100 サイクル後における試料の変形量と 繰返し熱処理回数との関係(圧延板A)

- 31 ----



456

昭和37年3月

17.

日

評 論

第44卷第3号

•:



持時間との関係(圧延板B)室温≒550℃サイクル

保持時間 (min)

第12図 ランダム組織にするための保持温度と保 持時間の関係

著者が本実験を行なったころ、ほぼ同様な方法によ って選択方位の消滅に必要な保持時間と温度との関係 および組織変化に関する研究が William R. Mcdonell 氏によって発表された(9)。第14図がその結果である が第12図はほぼこれと一致している。

3.5 粗大組織試料の β-処理

試料の加熱速度は第2図よりわずかにおそく、 $\alpha \rightarrow \beta$ 変態における温度停止時間は約32sであった。しかし その差はわずかなので詳細を省略する。試料の熱処理は,温度停止が 始ってから16,24,32s 経過後水冷する処理をそれぞれ1回および 2回繰返した試料と,670~695°C間の各温度まで加熱後水冷した試料



α−焼鈍試料 b=3.9×10⁻⁶678°C-5mm→水冷 b = 0 700°C-5 min→水冷 第13図 異方性と金属組織の関係(圧延板D×50 偏光)

て適当な温度範囲が存在することが推定される。

を作成し,室温~550°C間で100回の熱サイクルを行ない, Wrinkling の程度を検討した。結果を第15回に示す。これによると、変態中 に水冷した試料は熱処理前の試料とほぼ同程度の Wrinkling で組織 の微細化は認められず, 675℃→水冷試料でやや小さくなりはじめ, 680°C→水冷および 685°C→水冷試料で最も小さく, 690°C→水冷試 料でやや大きくなる傾向がある。熱処理素材が粗大組織の場合,β-処理によって組織の微細化が可能であるが、試料の加熱速度に応じ

4. 考 察 以上の実験結果でとくに注目されるのは、 試料の加熱温度がβ相 の比較的低温領域にとどまるならば選択方位が消失しない。熱サイ クルにおける成長あるいは熱膨長係数の異方性からみると,熱処理 後の試料に認められる選択方位は処理前の試料と同様なものと推定 される。熱分析曲線上α→β変態中あるいはほぼ完了とみられる段階 で熱処理を繰返しても選択方位の消失は少ない。また熱処理によっ

ウ ラ ン の β - 処 理 457

て残存する選択方位の量が少ないものほど組織が粗大化しているこ となどである。このような挙動は,もちろん変態機構の上から吟味 されなければならないがまだ十分これを説明できる研究がない。そ こで従来明らかにされたおもな結果を参しゃくして以上の実験結果 を検討してみる。

H. H. Klepber, P. Chiotti⁽¹⁰⁾は、電気抵抗の測定から $\alpha \iff \beta$, $\beta \iff \gamma$ 変態を研究し、これらの変態が100%完了するにはある温度区間が 必要であること、また等温変態中に突発的に変態が急増する現象が 認められることを報告している。等温変態は初期において急速に進 行し、ある時間経過後見掛け上の終了に至る。このような変態の特質 からマルテンサイト的変態と結論している。一方 B. R. Butcher⁽¹¹⁾ はX線による方位測定から β 相とこれから生成した α 相の間に方位 関係が認められることを報告している。P. Duwez⁽¹⁾は冷却速度によ る変態点の降下量を測定し、これが純鉄のA3変態のようにかなり大



きい点に注目し、マルテンサイト的な変態よりはむしろ nucleation and growth型の変態(純金属では成分の変化がないので、この述語 を用いるのは不適当と思われるが、新相の核と母相との間にはなん らの方位関係がなく、しかも相境界の移動が原子の拡散によって行 なわれるような変態, すなわち H. Knapp, U. Dehlinger⁽¹²⁾らによる incoherent nuclei の考え方に相当するものを便宜上このようによ んでおく)と考えているようである。D.W. White(13)は U-Cr 系合 金の研究から, Cr 含有量の少ないものはマルテンサイト型変態の開 始温度が上昇することから、純Uの変態はマルテンサイト型と推定 している。純Uの変態機構を十分推定するためには、Uに微量の合 金元素を添加した場合, nucleation and growth 型の変態機構とは 明らかに異なる温度範囲で認められる特異なマルテンサイト型変態 にも注意する必要がある。すなわち純Uの変態をマルテンサイト型 と仮定した場合,その kinetics にどのような特異性が推定されるか も明白にする必要があり、本報の結果だけでは十分納得しうる検討 を行ないがたい。この点については後日明らかにする予定であるが、 本実験の結果は、 $\alpha \leq \beta$ 変態が nucleation and growth 型とするよ りは,むしろマルテンサイト型としたほうが理解されやすい。その理 由は、マルテンサイト型変態とした場合、両相の間に存在する方位関 係の多様性⁽¹⁴⁾(A. N. Holden⁽⁷⁾は8とおりといい, B. R. Butcher⁽¹¹⁾ は12とおりという)のために, 選択方位の分散があるにしても, nucleation and growth 型変態に比較すれば少ないことが推定され る。熱分析曲線に鋭い温度停止が認められるのであるから、この停 止温度で活発に変態が進行することは明らかである。したがっても しも nucleation and growth 型の変態であればここで著しい選択 方位の分散がおこることが期待される。本実験の結果からはそのよ うな事実が認められず,繰返し熱処理を行ってもその効果は少ない。 試料の加熱速度が比較的早いので,温度不均一を生じ多量の未変態 α相が残留するための影響も考えられるが、(この点を考慮して熱電 対を試料に点接して測定しているが)組織は試料の各部でほとんど 変化なく(第6図),また温度停止開始後から著しい変化が認められ る。したがってこれからすべてを説明するのも困難である。H. H. Klepfer, P. Chiotti⁽¹⁰⁾によれば,変態量と温度との関係が第16図 のようになることが示されている。変態の見かけ上の終了時間が温 度によってどのように変化するか明らかでないが, α→β変態の場 合, 670±2℃で約4min 位であることが示されている。この結果を そのまま本実験に適用すると、約668℃に鋭い温度停止が認められ るのを説明するのがやや困難なように思われる。それは変態量が短 時間加熱ではかなり少ないことが想像されるからである。しかし変 態に温度区間が存在することは明らかであり、停止温度で100%完 了せず,必然的に未変態のα相が残留することが結論される。生成 したβ相が十分成長しないうちに試料を急冷すれば、マルテンサイ 型変態から当然予想される可逆性によって残留α相に吸収されるも





William R. Mcdonell⁽⁹⁾氏の測定結果

第14 図





33



され,未変態α相の量が減少し,β相相互の結晶粒の蚕食が活発化

以上ウランの β-処理について, 主として選択方位の消失機構上重 要と思われるおもな実験結果について報告した。すなわち

(1) 試料の加熱温度がβ相の比較的低温領域にとどまるならば 選択方位が完全には消失しない。繰返し熱処理の効果もあまり期

(2) 選択方位の消失には必ず組織の粗大化が伴い, W.R. Mcdonell⁽⁹⁾が指摘したとおり、選択方位の消失速度が結晶粒の

(3) 選択方位の消失に要する保持時間と保持温度との関係曲線

(4) 粗大組織をβ-処理する場合,熱処理後の組織が最も微細化 するのは, $\alpha \rightarrow \beta$ 変態に基づく停止温度(熱分析曲線上の)よりも

とした方が無理なく説明される。すなわち、選択方位の残存あるい は(4)の結果は変態の温度区間と可逆性から説明され、また選択方 位の消失には、方位関係の多様性とβ相の結晶粒の著しい成長が重 要な因子になると考えられる。

(H. H. Klepfer, P. Chiotti⁽¹⁰⁾ による)

第16図 α→β変態における変態量と加熱温度の関係

458

昭和37年3月

のが多くなるので、方位関係の多様性による分散も少ないと考えら れる。したがって鋭い温度停止が終った直後に水冷しても方位分散 が著しく少ないことも容易に説明される。

変態の機構をこのように推定した場合、熱処理によって選択方位 が消失し、ほぼランダムに近い状態になることを説明しなければな らない。方位関係の多様性も確かに有力な一因であろう。変態が進 行して残留相の量が減少するほど方位関係の多様性による分散が顕 著になることが推定される。方位関係が簡単であれば選択方位に分 散がほとんど認められないことはたとえば Ti⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾ や Zr⁽¹⁷⁾などに よって明らかであろう。このほかにβ相の顕著な結晶粒成長もきわ めて重要な因子と考えられる。β相のこのような結晶粒成長は熱処 理後の急速な組織変化から容易に想像しうるが、試料の加熱温度が 比較的高くても少量の選択方位の残存が認められる場合があり、こ のような試料はランダム化したものより必ず組織が微細である。こ れはβ相の顕著な結晶粒成長がランダム化の重要な因子であること を示すものと考えられる。

以上のほかに, B.R. Butcher⁽¹¹⁾ は熱処理の際における α 相の poligonization, 双晶発生も方位分散に寄与するものとしている。 これらももちろん考慮されなければならないが,上記の2因子が主 要なものと考えられる。

組織の粗大な試料をβ-処理する際,比較的低温領域で熱処理を繰 返しても組織が微細化しないが,これもマルテンサイト型変態の可 逆性の考え方によれば容易に説明される。さらに試料が高温に加熱

以上の実験は昭和33年度原子力平和利用研究補助金による研究 の一部にさらに二,三の実験を追加したもので,ご厚導を賜った東 京大学教授橋口博士,原子力研究所主任研究員川崎博士に深甚なる 謝意を表するとともに,ご指導とご支援を賜った日立研究所小野部 長,小川主任研究員,飯塚主任の方々に感謝するものである。

考 文 献

- (1) P. Duwez: J. Appl. Phys. 24, 152 (1953)
- (2) S. T. Zegler, R. M. Mayfield: Trans. ASM, 50, 905 (1958)
- E. E. Hayes: Fuel Elements Conference at Paris. (Nov. (3)18-23, 1957), AEC-Rep. TID-7546 (Mar. 1958)
- H. H. Chiswik, A. E. Dwight, L. T. Lloyd, M. V. Nevitt, S. (4)T. Zegler: JCPUAE, A/Conf. 15/P/713 (June 1958)
- G. W. Powell, J. L. Klein, D. Krashes: NMI-1180 (July (5)1957)
- J. R. Bridge, C. M. Schwartz, D. A. Vaughn: Trans. AIME, (6)206, 1282 (1956)
- A. N. Holden: Physical Metallurgy of Uranium. Addison-(7)Wesley Pub. Co. (1958)
- H. H. Chiswik: Trans. ASM, 49, 622(1957) (8)
- William R. Mcdonell: Nuclear Eng. & Sci., Conf. at. (9)Chicago. Preprint No. 172 (Mar. 1958)
- H. H. Klepfer, P. Chiotti: JSC-893 (June 1958) (10)
- B. R. Butcher: AERE–M/R–1944 (May 1956) (11)
- (12)H. Knapp, U. Dehlinger: Acta Met., 4, 289 (1956)
- D. W. White: Trans. AIME, 203, 1221 (1955) (13)
- W.M. Lomer: Inst. of Metals Monograph and Rept. (14)Ser., 18 243 (1955)
- 五弓, 鈴木, 関: 金属学会誌, 18, 149 (1954) (15)
- 五弓, 鈴木, 堀内: ibid., 18, 201 (1954) (16)
- 小野, 添野: 第2回原子力シンポジウム報文集, p. 293 (1958) (17)

