

高温塑性加工による Ti-Al系金属間化合物の組織制御に関する研究

横浜国立大学 工学部 生産工学科

助教授 福富洋志

(平成4年度研究開発助成 AF-92011)

1. 研究の背景

Ti-Al系金属間化合物は次世代の高比強度高温構造材料として実用化が期待されている。しかし、高温では既存の超合金を凌ぐ性能を示すこの化合物も常温付近での機械的性質に難点があり、それが目前といわれながら使用が実現しない最後の障害となっている。この化合物の機械的性質はその組織に強く依存する。それゆえ有益な組織の設計、そしてそれを如何にして実現するかのプロセス開発が多くの研究者の課題となっている。

延性の向上については、二つの対照的な提案がなされている。一方は組織を可能な限り均質化し、結晶の粒径分布を小さくすることが望ましいとの提案である。他方はこれとは逆に、この化合物のもつ異方性を活用することによって、延性を実現しようとする考えである。京都大学の山口等は「単結晶状のラメラ組織」とも表現できる配向の整った二相の化合物を帯溶融法で製造し、機械的性質を調べた。その結果ラメラ界面を適切に配向させることにより、高い常温延性を実現できることを示した。しかし、帯溶融法で作製するために試料の寸法は限られ、また凝固過程を利用するために、初晶が α 相でない場合にはラメラ相の配向の制御は困難である。この成果を活用するには新しいプロセスの開発が不可欠で、本研究の目的もこの点にある。

2. 研究成果の概要

研究は単純化した条件下でTiAl金属間化合物の高温変形特性、組織、集合組織を調べるために、まず γ 単相の化合

物について調査することから着手した。その結果、ある種の変形条件でこの化合物が動的再結晶を生ずること、動的再結晶下で先鋭な集合組織が形成される場合があることなどを見出した。形成された集合組織の先鋭度と変形応力の間には良い一対一対応があり、変形応力の減少、即ち変形温度が高いほど、また歪速度が低いほど集合組織が発達していた。さらに、変形応力は動的再結晶により形成される結晶粒の寸法とも対応しており、高温加工が結晶粒径制御ならびに集合組織制御の有力な手段になることが明らかになった。単相材料の場合も変形応力や延性が結晶方位に依存するとの単結晶を用いた研究成果が報告されており、このような特徴を明らかにしたことは意義深いと考えられる。しかし、本研究では、より実用の可能性が高い技術である集合組織制御によるラメラ配向制御について単相材での結果を元に検討することとした。

図1はこの系の状態図である。アルミニウムが40-50mol%の範囲をみると、高温相は六方晶合金相の α 相であり、温度の低下によって規則相の α_2 と γ 相に分解する。 α 相から形成されるこれら二相の間には、両相の稠密面と稠密方向が平行になる、いわゆるBlackburnの関係が存在する。従って、 α 相単相の状態加工をおこなって集合組織を付与した後に γ 相を形成させれば、ラメラ組織の配向が制御できる可能性がある。 α 相における晶癖面は等価な面のない(0001)面であるために、ラメラの配向はいずれの結晶粒においても一種類に限られることになる。

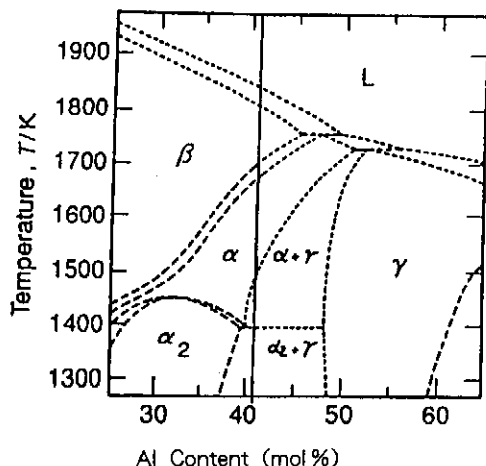


図1 Ti-Al系状態図

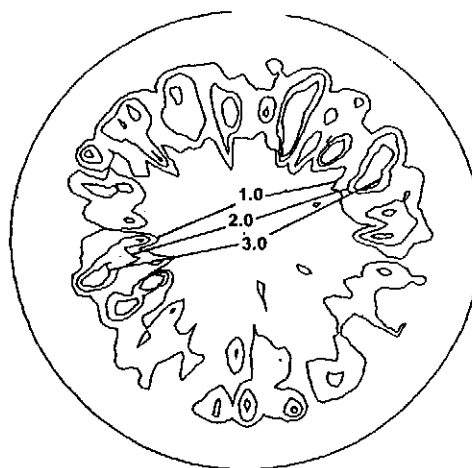


図2 高温変形後の極密度分布

表1 各極点図における極密度の集積位置

	極点図		
	(0001)	(1010)	(2021)
極密度の集積位置 (中心からの角度/deg)	35-45	60-70	30-40

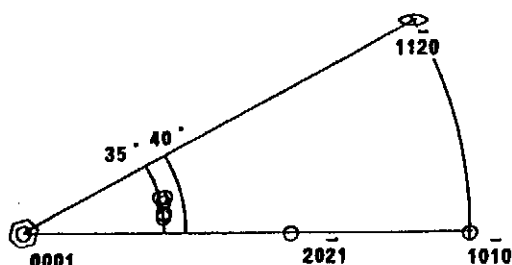


図3 α 相での加工により形成された集合組織の主成分

実験は、装置の加熱温度の上限が1500Kであるために、図中に実線で示したTi-41mol% Alを対象としておこなった。非消耗電極式アーク溶解によって溶製した後 ϕ 10mm \times 15mmの圧縮試験片を放電加工により切り出した。1473Kで86.4ks均質化処理した後 1.0×10^{-4} から $5.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ の範囲で真歪速度一定の圧縮試験を行った。所定の歪まで変形後1323Kまで冷却し、3.6ks保持してラメラ組織を形成させた。

図2は圧縮変形後直ちに室温まで冷却した後の結晶方位の分布を(1010)極点図によって調べた結果である。圧縮面を投影面とし、平均極密度を1としてその倍数で極密度の等高線が描かれている。極密度は同心円状に分布しており、繊維集合組織が形成されたことがわかる。極密度の高い集積が中心から 60° から 70° の位置に認められる。

表1は各極点図における極密度の集積位置をまとめたものである。この結果を元に集合組織の主成分を定めた結果が図3である。指数で表現すると(7 1 8 10)近傍となる。

図4は1323Kで3.6ks焼鈍した後の α_2 相について極密度分布を調べた結果である。極密度分布は焼鈍前の図2とほとんど変化がないことがわかる。このことは、 α 相で形成された集合組織がそのままラメラ組織に継承されていることを意味しており、ラメラ組織の制御法として本研究で検討した手法が十分な機能を有することを意味している。

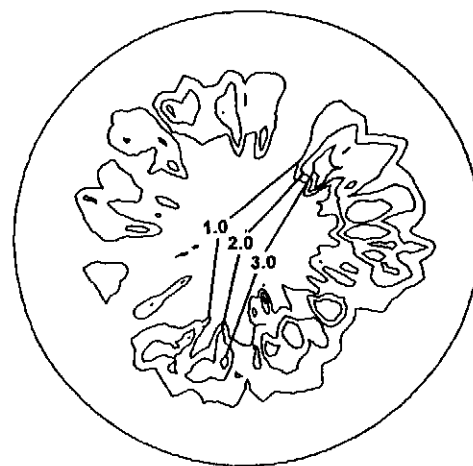


図4 1323Kで3.6ks焼鈍した後の α_2 相の極密度分布

3. 研究成果

研究論文

1. Texture and Microstructure of Ti-49at% Al after Dynamic Recrystallization and Annealing: C.Hartig, H. Fukutomi, H. Mecking and K. Aoki, ISIJ Int. 33 (1993) 313-320
2. Texture Analysis of Dynamically Recrystallized Ti-49mol% Al Intermetallic Compound: H. Fukutomi, K. Aoki and C. Hartig, SAMPE, (1993).
3. Formation of Texture during High Temperature Deformation of Ti-50.3mol% Al: H. Fukutomi, K. Aoki, S. Takagi, M. Nobuki, H. Mecking and T. Kamijo, Intermetallics 2 (1994) 37.
4. $L1_2$ 型金属間化合物 $Al_{66}Mn_9Ti_{25}$ の高温圧縮変形と集合組織: 福富洋志、鈴木徹也、稲積俊昌、上城太一、軽金属、44 (1994) 234.
5. Texture Analysis of $L1_2Al_{66}Mn_9Ti_{25}$ Intermetallic Compound Deformed at High Temperatures: T. Suzuki, M. Dahms, T. Takabayashi and H. Fukutomi: Scripta Metallurgica et Materialia, 30 (1994) 1071-1072.
6. Mechanism of Texture Formation during Dynamic Recrystallization of Ti-49mol% Al: H. Fukutomi, K. Aoki, A. Nomoto, S. Ikeda and C. Hartig, Materials Transactions, JIM 11 (1994) 798-803.