

Fe 基耐熱合金 A286 大形鍛造品の逆 V 偏析部の 機械的性質におよぼす Ti 量の影響

論文
////////////////////
////////////////////
////////////////////

高野正義*・本庄武光*・土山友博*²・木下修司*²
竹田頼正*³・藤田明次*³・藤川卓爾*⁴・肥爪彰夫*⁵

Effect of Titanium Content on Mechanical Properties of "A" Segregation Region in Large A286 Iron-base Superalloy Forgings

Masayoshi KOHNO, Takemitsu HONJO, Tomohiro TSUCHIYAMA, Shushi KINOSHITA,
Yorimasa TAKEDA, Akitsugu FUJITA, Takuya FUJIKAWA and Akio HIZUME

Synopsis :

A286 iron-base superalloy has been planned to be applied to rotor material of ultra-super critical steam turbine in which main steam temperature is 649°C, because of its high strength at high temperatures. In this case, a large ESR ingot weighing about 40 t is necessary. However, in the large ESR ingot of this material, "A" segregation is easily formed which may deteriorate the properties of the forgings.

Therefore, characteristics of "A" segregation and mechanical properties of the segregated region, comparing with the normal region, in large A286 alloy forgings made from the 1 000 ~ 1 350 mm diameter ESR ingots with different Ti contents have been investigated. The following results are obtained ;

1) Lowering Ti content is favorable for reducing "A" segregation.

2) Tensile properties, creep rupture properties, high and low cycle fatigue strength except tensile ductilities below 200°C and low cycle fatigue strength in higher strain than 1.0% are not deteriorated by "A" segregation in A286 alloy with 1.9% Ti.

3) Lowering Ti content improves the tensile ductility and low cycle fatigue strength in higher strain range.

4) Influence of "A" segregation on mechanical properties can be well explained by the difference in hardness between normal and segregated regions after work hardening by each test.

Key words : A286 iron-base superalloy; ultra super critical steam turbine; segregation; ESR; Ti content; mechanical properties.

1. 緒 言

現在、火力発電プラントの高効率化を目的として、蒸気条件によって STEP-I および STEP-II の 2 段階に分けて、超超臨界圧タービンの開発が進められている¹⁾²⁾。蒸気温度の上昇により、このタービンに使用される部品には、従来材に比べさらに高温強度の優れた各種の材料が要求されている³⁾。

従来、蒸気タービンの主要部材であるロータ材としては、高温部には CrMoV 鋼あるいは 12 Cr 鋼が使用さ

れているが、STEP-I タービンでは蒸気温度が 593°C まで上昇するため、クリープ強度を改善した改良 12 Cr 鋼が使用された⁴⁾。また、さらに蒸気温度の高い STEP-II タービンでは、温度が 649°C にもなるため、クリープ強度の点からオーステナイト系の Fe 基耐熱合金が検討され、大形ロータとして適用できるよう改善された改良 A286 合金が使用されることになった⁵⁾。

超超臨界圧 STEP-II タービンの実証試験には約 12.5 t の高中圧ロータが使用されるため、約 40 t の大形 ESR 鋳塊が必要になる。A286, Discaloy などの Fe

昭和 63 年 3 月本会講演大会にて発表 平成元年 11 月 20 日受付 (Received Nov. 20, 1989)

* (株)神戸製鋼所高砂鋳鍛鋼工場 (Steel Casting and Forging Plant, Takasago, Kobe Steel, Ltd., 2-3-1 Niihama Arai-cho Takasago 676)

*² (株)神戸製鋼所高砂鋳鍛鋼工場 工博 (Steel Casting and Forging Plant, Takasago, Kobe Steel, Ltd.)

*³ 三菱重工業(株)長崎研究所 (Nagasaki R & D Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

*⁴ 三菱重工業(株)長崎造船所 (Nagasaki Shipyard and Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

*⁵ 三菱重工業(株)原動機事業本部 (現:神戸大学) (Power Systems Headquarters, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Now Kobe University)

Table 1. Chemical composition of tested materials (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Al	Ti	B
1.9 Ti	0.034	0.42	1.18	0.008	0.001	25.82	15.70	1.31	0.22	0.25	1.90	0.0063
1.6 Ti	0.012	0.10	0.55	0.012	0.001	25.82	14.95	1.21	0.26	0.22	1.58	0.0036
1.4 Ti	0.014	0.12	0.58	0.012	0.001	25.89	14.90	1.24	0.25	0.16	1.39	0.0038
1.1 Ti	0.021	0.16	0.48	0.011	0.001	25.95	14.62	1.30	0.18	0.13	1.13	0.0048

基耐熱合金はフェライト系の鋼にくらべ高温強度は優れているが、通常、ジェットエンジンあるいはガスタービンなどの小形部品として使用され、大形鍛造品の製造実績はほとんどない。また、蒸気タービンロータとしては約1.6tの小形ロータがEddystone No. 1タービンに使用された例があるだけである⁶⁾。そのため、著者らは、超超臨界圧 STEP-IIタービン用ロータ材として、A286合金大形鍛造品の製造技術を確認するための研究を実施してきた⁵⁾⁷⁾⁸⁾。その結果、A286合金大形鍛造品製造上の重要な問題点の一つとして、ESR 鋳塊の大形化に伴う逆V偏析(VAR, ESR 鋳塊ではFreckleともいう)の生成傾向の増加が指摘される。

逆V偏析の生成防止に関しては、まず、ESR溶解条件の適正化、すなわち、凝固速度および冷却速度を速くすることが重要であるが、ESR 鋳塊の大きさによってはそれだけでは不十分な場合がある。そのため、A286合金の化学成分の検討を行い、逆V偏析の軽減にはTiあるいはSi量の低減が有効であることを示した⁵⁾⁸⁾。また、桜井らも、同様の傾向を実験的に明らかにしている⁹⁾¹⁰⁾。

そこで、Ti量を変化させた1000~1350mmφ ESR 鋳塊から製造したA286合金大形鍛造品の性能を調査し、逆V偏析の性状および偏析部の機械的性質におよぼすTi量の影響について検討した。

2. 供試材および実験方法

供試材はVODにより溶製した電極をESRした後鍛造したもので、その化学成分をTable 1に示す。1.9Ti材は通常のA286合金の下限のTiを含有し、他の供試材はさらにTi量を減少させている。なお、Si量は逆V偏析の軽減のためできるだけ低くおさえた。

1.9Ti材は1000mmφ ESR 鋳塊を880mmφまで鍛造し、他の供試材は1350mmφ ESR 鋳塊を950mmφまで鍛造した軸材から、正常部試験材および逆V偏析を含む試験材を採取した。なお、各供試材は、途中に据込み鍛錬を実施し、鍛錬比をほぼ一定とした。各供試材にはTable 2に示す熱処理を施した。溶体化処理時の冷却は950mmφ軸材水冷時の中心の冷却曲線を想定し、平均冷却速度を220°C/hとした。また、通常のA286

Table 2. Heat treatment conditions.

	Solution treatment	Precipitation treatment		
		1st	2nd	3rd
1.9 Ti	1100°C×8h	820°C×20h, FC	740°C×20h, FC	650°C×20h, FC
1.6 Ti	Cooling rate; 220°C/h	810°C×20h, FC		
1.4 Ti		800°C×20h, FC		
1.1 Ti		780°C×20h, FC		

合金の時効処理は700~760°Cの一段時効であるが、ここではクリープ破断延性を改善するため、3段時効を採用し⁵⁾、Table 2に示すように、1段時効温度をTi量に応じて820~780°Cに変化させた。

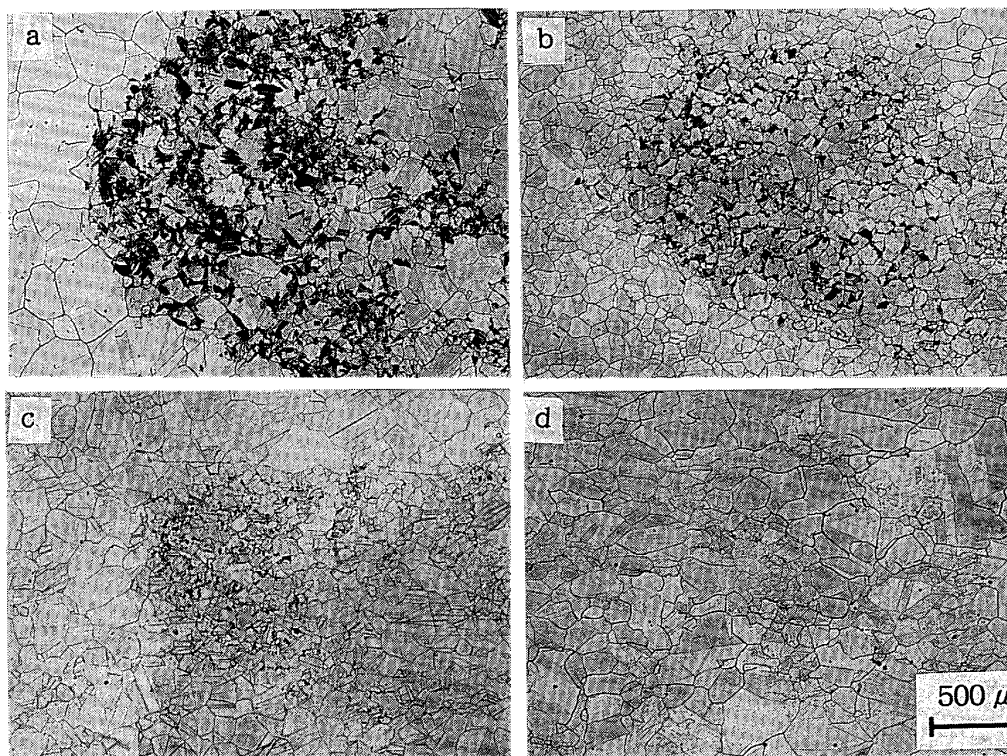
まず、各供試材について逆V偏析の性状を調査し、もっとも偏析の大きかった1.9Ti材について、機械的性質におよぼす逆V偏析の影響を調査した。ついで、低Ti材について、逆V偏析の影響が認められた室温引張試験および室温低サイクル疲労試験を実施した。

逆V偏析の性状は光学顕微鏡およびSEMによる組織観察、EPMAによる化学成分の分析および硬さ測定により調査した。機械的性質は、供試材の半径方向に採取した正常部試験片および偏析線が試験片軸方向と直角になるように製作した偏析部試験片をもちいて、室温~700°Cの引張試験、クリープ破断試験(600, 650°C)、高サイクルおよび低サイクル疲労試験(室温, 650°C)により調査した。引張試験は12.5mmφ試験片をもちいてJIS G 0567に基づき、クリープ破断試験は6mmφ試験片をもちいてJIS Z 2272に基づいて実施した。高サイクル疲労試験としては、8mmφ試験片をもちいてJIS Z 2274に基づいて、回転曲げ疲労試験を行った。また、低サイクル疲労試験はWES 162に基づいて、ひずみ速度0.1%/sの三角波による軸方向ひずみ制御引張圧縮試験を行ったが、試験機の都合上室温では8mmφ、650°Cでは6mmφ試験片を使用した。

3. 実験結果および考察

3.1 逆V偏析の性状におよぼすTi量の影響

逆V偏析は鍛造品の軸方向に平行にひも状に伸びており、その横断面の光学顕微鏡組織をPhoto. 1に示す。逆V偏析は黒く腐食された部分であり、Ti量の減少に



a: 1.9 Ti b: 1.6 Ti
c: 1.4 Ti d: 1.1 Ti

Photo. 1. Optical micrographs of segregated regions in large A286 alloy forgings with different Ti contents.

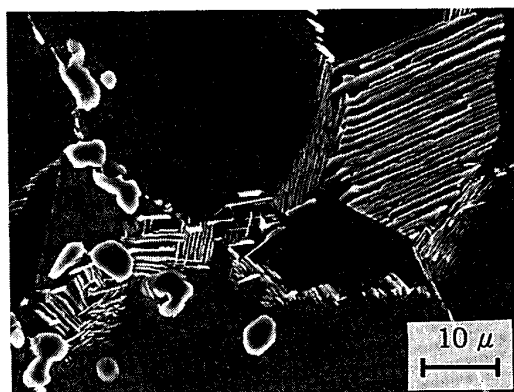


Photo. 2. Scanning electron micrograph of segregated region in large A286 alloy forging with 1.9% Ti.

伴ってその生成傾向は低下し、1.4 Ti 材では非常に軽微になり、1.1 Ti 材では全く認められなくなる。また、その大きさも、1.9 Ti 材では直径約 2~2.5 mm 程度であるが、1.6 Ti 材では約 2 mm、1.4 Ti 材では約 1.5 mm と Ti 量の減少に伴って小さくなっている。Photo. 2 にはさらに高倍率で観察した 1.9 Ti 材の逆 V 偏析部の SEM 組織を示すが、 η 相、未固溶炭窒化物および

Table 3. Results of EPMA analysis on normal and segregated regions in large A286 alloy forgings with different Ti contents (wt%).

	1.9 Ti			1.6 Ti			1.4 Ti		
	N	S	S/N	N	S	S/N	N	S	S/N
Si	0.47	0.90	1.91	0.17	0.24	1.41	0.16	0.25	1.56
Mn	1.20	1.44	1.20	0.59	0.69	1.17	0.61	0.68	1.12
Ni	25.9	27.0	1.04	25.5	26.9	1.05	24.6	27.0	1.09
Cr	15.9	15.4	0.97	15.3	14.8	0.97	15.2	15.1	0.99
Mo	1.33	1.90	1.43	1.22	1.60	1.31	1.17	1.62	1.38
Al	0.30	0.39	1.30	0.31	0.39	1.27	0.27	0.37	1.37
Ti	1.97	4.76	2.42	1.65	3.76	2.28	1.39	2.89	2.08
Fe	54.4	49.7	0.91	57.1	52.4	0.92	52.8	52.8	0.92

N: Normal region S: Segregated region

Laves 相と思われる析出物が多数認められる。これらの析出物は Ti 量の低下に伴って減少する。

Table 3 に正常部と逆 V 偏析部の EPMA による化学成分の分析結果を示す。いずれの供試材においても、逆 V 偏析部には Ti, Si, Mo, Al, Mn が濃化し、Fe が減少しているが、Ni, Cr はほとんど変わらない。特に、Ti および Si の偏析率 (S/N) が高くなっている。供試材によって含有量の異なる Ti, Si および Mn の偏析率は含有量が減少するにつれて低下するが、含有量のほぼ等しい他の化学成分の偏析率はほとんど変わらない。

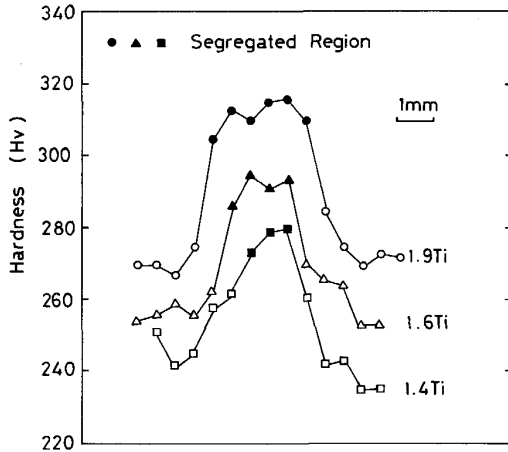


Fig. 1. Relation between hardness distribution of segregated regions in large A286 alloy forgings and Ti contents.

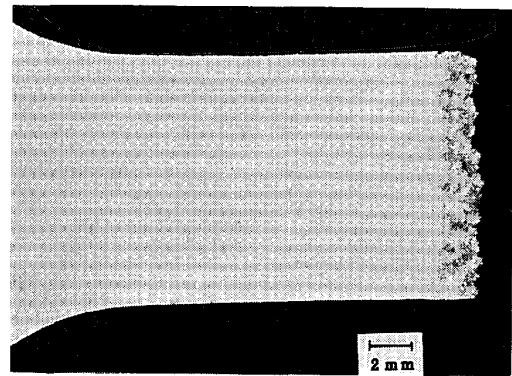


Photo. 3. Optical micrograph for longitudinal section of specimen including segregation in 1.9 Ti alloy after tensile test at room temperature.

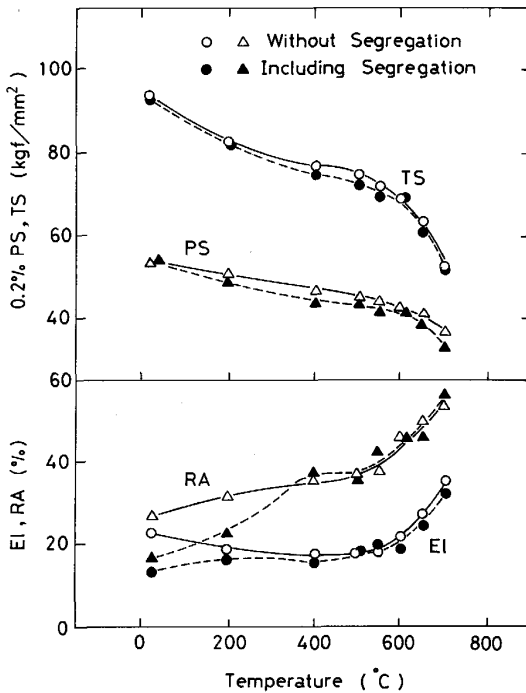


Fig. 2. Tensile properties of normal and segregated regions in 1.9 Ti alloy at elevated temperatures.

Fig. 1 に逆 V 偏析部の硬さ分布と Ti 量の関係を示す。正常部、偏析部とも硬さは Ti 量の減少に伴って低下し、偏析部では正常部に比べ硬さが HV 40~30 上昇している。Ti 量の高い方が硬度差は大きく、また、硬化部の幅も大きくなっている。偏析部の硬さの上昇は Table 3 の結果から考えて、主として Ti の偏析によるものと考えられる。

3.2 1.9 Ti 材の機械的性質におよぼす逆 V 偏析の影響

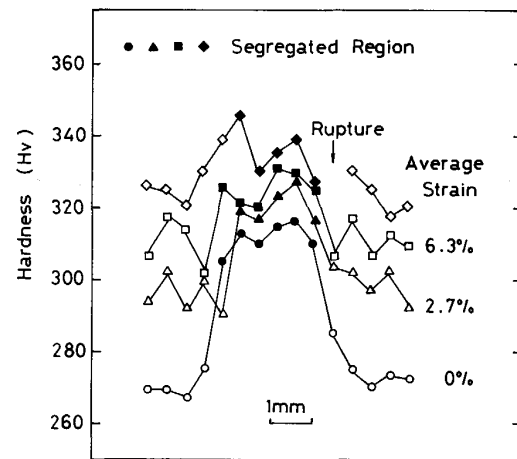


Fig. 3. Changes in hardness distribution of segregated regions in 1.9 Ti alloy with tensile strain.

Fig. 2 に正常部および逆 V 偏析を含む試験材の室温から 700°C までの引張試験結果を示す。0.2% 耐力および引張強度は正常部と偏析部でほとんど差は認められない。しかし、伸びおよび絞り率は 400°C 以上ではほとんど差はないが、偏析部では 200°C および室温で急激に低下する。これは 400°C 以上では正常部で破断しているのに対し、200°C 以下では、Photo. 3 に示すように偏析部から破断しているためと考えられる。

200°C 以下で偏析部より破断した原因を明らかにするために、1.9 Ti 材の偏析を含む試験片に各量のひずみを与えた後室温引張試験を中断し、偏析部の硬度分布を測定した結果を Fig. 3 に示す。なお、このひずみ量は偏析を含む標点間距離 (50 mm) の平均ひずみであり、正常部および偏析部の実際のひずみを表していない。同図から、初期硬さの低い正常部の硬度上昇が大きく、破断材では両者の硬さは非常に接近していることがわか

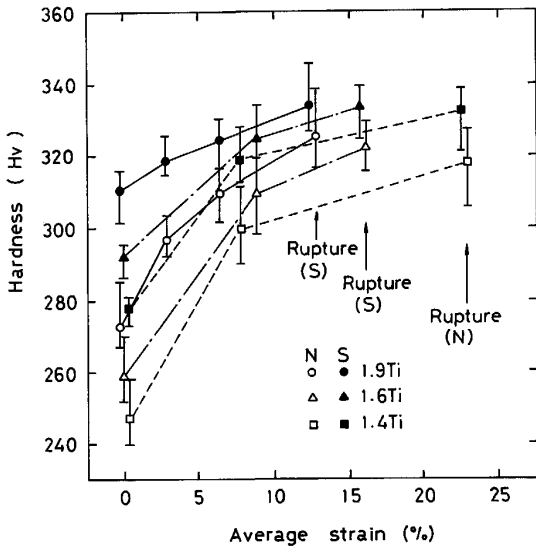


Fig. 4. Relation between hardness of normal regions (N) and segregated regions (S) in A286 alloys with different Ti contents and tensile strain.

る。

各供試材について同様の試験を行い、正常部および偏析部の硬さと平均ひずみ量の関係を求め Fig. 4 に示す。なお、破断材については便宜上局部収縮を起こしていない平行部の断面収縮量からひずみ量を換算した。引張試験前は正常部に比べ偏析部の硬さは高いが、引張ひずみを与えると、加工硬化によりいずれの硬さも上昇する。1.9 Ti 材の場合、破断までの平均硬化率は正常部で 4.1 HV/%、偏析部で 1.8 HV/% であり、偏析部に比べ硬化率の高い正常部の硬度上昇が大きく、破断近くになると正常部と偏析部の硬さは接近し、延性の低い偏析部から破断したと思われる。なお、この硬化率は前述のようにみかけの硬化率であり、偏析部の硬化率が低いのは、偏析部の硬さが正常部より高いため実際のひずみ量は低くなっていることが影響していると思われる。また、前述したように、偏析部には η 相が多く析出しており、これはクリーブ破断延性を向上させるが、引張延性を低下させるといわれており¹¹⁾、これが偏析部の延性低下の一因と推察される。

Fig. 5 に 1.9 Ti 材の各種試験における破断後の偏析部試験片の正常部および偏析部について室温で測定した硬さを示す。硬さの測定結果にはばらつきがあるため、ある条件での硬さの平均値が比較する条件でのばらつきの範囲を超えて変化している場合に硬度差があると判定することにした。この考え方によると、室温引張試験の破断材では正常部と偏析部の硬さは同等と判断されるが、650°C の高温引張試験の破断材については、正常部

Test Item	Testing Condition	Hardness (Hv)			
		260	280	300	320 340
Before Test	—	○ — ●			
Tensile Test	R T	○ — ●			
	650°C	○ — ●			
Creep Rupture Test	600°C, 35 kgf/mm ²	○ — ●			
	650°C, 23.4 kgf/mm ²	○ — ●			
High Cycle Fatigue Test	R T, 40 kgf/mm ²	○ — ●			
	650°C, 35 kgf/mm ²	○ — ●			
Low Cycle Fatigue Test	R T, 1.5%	○ — ●			
	650°C, 0.5%	○ — ●			
	650°C, 1.5%	○ — ●			

Note : ○ — Normal Region, ● — Segregated Region

Fig. 5. Hardness of normal and segregated regions in 1.9 Ti alloy after various mechanical tests.

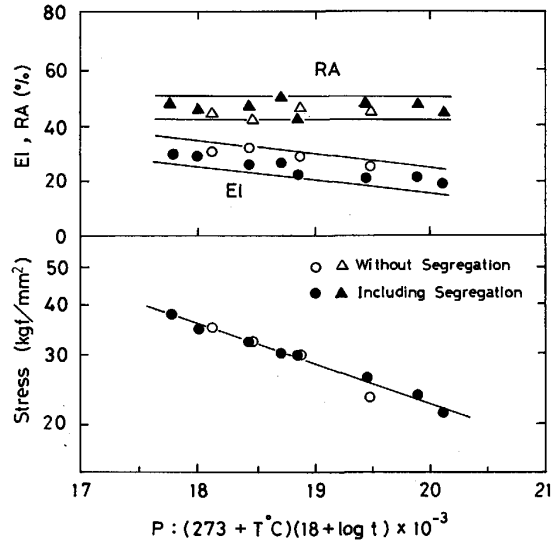


Fig. 6. Creep rupture properties of normal and segregated regions in 1.9 Ti alloy.

より偏析部の硬さが高く、そのため正常部から破断したものと考えられる。これは高温のため加工硬化が小さく、また、偏析部も変形しやすいため、正常部の硬さが偏析部の硬さに達する前に破断にいたったためと考えられる。

Fig. 6 に正常部および逆 V 偏析を含む試験材のクリーブ破断試験結果をラーソンミラーパラメーターで整理して示す。破断はいずれの場合も正常部から起こり、クリーブ破断強度および伸び、絞りについても差は認められない。

正常部および逆 V 偏析を含む試験材の室温および 650°C における高サイクル疲労試験結果を Fig. 7 に示す。いずれの温度においても、破断は正常部から起こり、

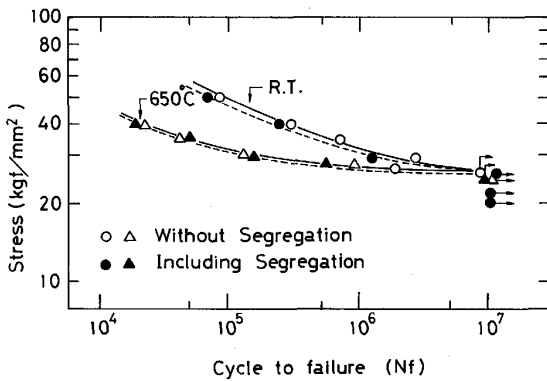


Fig. 7. High cycle fatigue strength of normal and segregated regions in 1.9 Ti alloy.

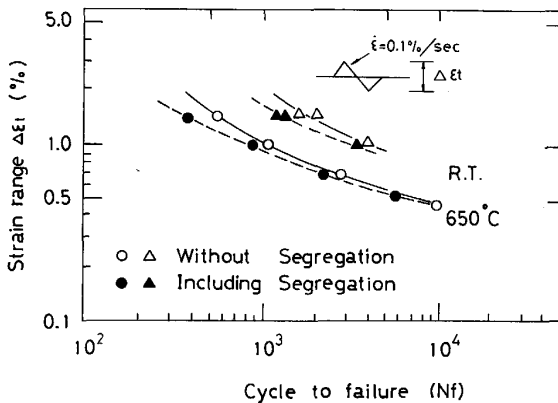


Fig. 8. Low cycle fatigue strength of normal and segregated regions in 1.9 Ti alloy.

疲労寿命および疲労限はほぼ同等であり、高サイクル疲労強度におよぼす逆 V 偏析の影響は認められない。

正常部および逆 V 偏析を含む試験材の低サイクル疲労試験結果を Fig. 8 に示す。いずれの温度でも、破断は正常部から起こっているが、全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_1$ が 1% を超える高ひずみ側では偏析材の疲労寿命は正常部より若干低いものに対し、それ以下の低ひずみ側では偏析の影響は認められなくなる。

引張試験の場合と同様に、各試験に対し硬さの変化を検討した。破断材の正常部および偏析部の硬さについて、前述のような評価と比較すると、Fig. 5 から、引張試験を除くいずれの試験においても偏析部の硬さに変化は見られないことがわかる。クリーブ破断試験においては、正常部では、650°C-23.4 kgf/mm² の場合には硬さの変化は起こっていないのに対し、600°C-35 kgf/mm² と応力の高い場合に若干硬化が認められるがそれほど大きくなく、正常部と偏析部の硬度差はいずれも HV 30 以上である。また、高サイクル疲労試験では、室温、650°C

いずれの場合も、正常部の加工硬化は認められない。以上の結果、クリーブ破断試験および高サイクル疲労試験においては、試験中の加工硬化が大きくなり、試験前の硬度差がそのまま残り、硬さの低い正常部から破断するため、正常部の性能がそのまま現れ、逆 V 偏析の影響が認められなかったものと考えられる。

低サイクル疲労試験においては、正常部の硬度変化は $\Delta\epsilon_1$ が 0.5% の低ひずみの場合には認められないのに対し、1.5% と高ひずみの場合には加工硬化が起こっているが、偏析部の硬さまでには達していない。したがって、いずれの場合にも正常部から破断するが、偏析部試験片の正常部の繰返しひずみ量は正常部試験片より高くなり、みかけ上偏析部試験片の強度が低くなり、高ひずみ側ほどその影響が大きくなるものと考えられる。

以上の結果、1.9 Ti 材の機械的性質におよぼす逆 V 偏析の影響としては、200°C 以下の引張延性および高ひずみ範囲における低サイクル疲労強度を若干低下させるものの、クリーブ破断および高サイクル疲労強度に対しては影響が認められないことが明らかになった。このように試験の種類によって偏析の影響に差が生じた原因は次のように考えられる。偏析部の機械的性質は破断時の正常部と偏析部の硬度差にもっとも影響をうけ、室温引張試験のように正常部の加工硬化が大きく、硬度差が認められなくなる場合には延性の低い偏析部から破断し、延性は正常部試験片より低下する。一方、正常部の加工硬化が小さく、偏析部に比較し硬さが低い場合には、正常部から破断するため偏析の影響は小さい。しかし、正常部破断の場合でも、低サイクル疲労試験の高ひずみ側のように、硬度差のため偏析部試験片の正常部ひずみが正常部試験片より大きくなる場合には偏析の影響が現れるものと考えられる。

3.3 逆 V 偏析部の引張性質および低サイクル疲労強度におよぼす Ti 量の影響

1.9 Ti 材において、その機械的性質におよぼす逆 V 偏析の影響が認められた室温引張試験および室温低サイクル疲労試験 ($\Delta\epsilon_1 = 1.5\%$) を、逆 V 偏析の認められた 1.6 Ti, 1.4 Ti について実施した。

Ti 量を変えた各供試材の正常部および逆 V 偏析を含む試験材の引張試験結果を Table 4 に示す。正常部、偏析部とも、強度は Ti 量に比例して高くなっており、逆に、延性は低下している。偏析部試験片については、1.9 Ti 材の場合すべて偏析部から破断したが、1.6 Ti 材では 3 本中 1 本のみ、1.4 Ti 材はいずれも正常部から破断し、Ti 量の減少により逆 V 偏析の影響は低下していることが明らかである。偏析部から破断した場合、

Table 4. Tensile test results on normal and segregated regions in A286 alloys with different Ti contents.

	Specimen	0.2% PS (kgf/mm)	TS (kgf/mm)	El (%)	RA (%)	Rupture position
1.9 Ti	N	54.7 53.3	94.0 93.9	22 24	25 26	—
	S	54.2 53.4	93.1 93.7	13 17	17 18	Segregated region
1.6 Ti	N	52.9 53.2	90.5 91.2	25 26	28 30	—
	S	52.5 51.8 50.9	91.3 90.7 89.2	19 24 23	22 29 28	Segregated Normal Normal
1.4 Ti	N	47.5 46.2	87.5 86.4	28 29	41 42	—
	S	49.9 47.9 48.7	88.4 86.9 87.6	27 28 28	42 47 46	Normal region
1.1 Ti	N	42.4 41.6	80.6 79.1	33 32	50 48	—
Requirement		≥40.0	≥75.0	≥15	≥18	—

N : Without segregation S : Including segregation

伸び、絞り、は正常部破断材より低いが、強度の差は認められない。

また、Table 4 には超超臨界圧 STEP-II タービンの高温ロータに要求される引張性質も示してある。1.9 Ti 材の偏析部試験片の場合、伸びおよび絞りの要求値を満足できない程度まで延性が低下しているが、1.6 Ti 材では偏析部から破断しても十分要求値を満足する延性を示している。1.4 Ti、1.1 Ti 材ではさらに延性の改善が認められる。なお、強度は Ti 量の減少に伴って低下するが、1.1 Ti 材でも要求値を満足している。

Fig. 4 に示したように、1.6 Ti および 1.4 Ti 材においても、1.9 Ti 材と同様、正常部の加工硬化の方が偏析部のそれより大きく、破断時の速度差は小さくなっている。すなわち、1.9 Ti、1.6 Ti および 1.4 Ti 材の破断までの硬さの上昇は、それぞれ、正常部で HV 53, 64, 71, 偏析部で HV 24, 42, 55 であり、いずれも Ti 量の低下とともに増加し、破断時の硬さは正常部では Ti 量が少ないほど低い傾向を示しているが、偏析部は Ti 量にかかわらずほぼ同じ硬さとなっている。したがって、破断時には低 Ti 材ほど正常部と偏析部の硬度差があり、このため低 Ti 材では偏析部から破断が起こりやすくなったものと考えられる。低 Ti 材ほど硬化量が大きいのは、正常部、偏析部とも Ti 量が低くなるほど延性が高く、破断までの変形量が大きくなったためと考えられる。また、Table 3 に示したように、Ti 量が低いほど偏析部の Ti 量も低いので、硬さも低く、 η 相の析出も少なくなり、偏析部の延性が改善されたものと推察さ

	Specimen	$\Delta \epsilon_t$ %	Cycle to Failure	Hardness (Hv)			
				260	280	300	320
1.9Ti	N	1.48	1738	—			
	S	1.50	1225	—			
1.6Ti	N	1.43	1495	—			
	S	1.45	1693	—			
1.4Ti	N	1.52	1680	—			
	S	1.47	1768	—			

Note 1) : N---Without Segregation, S---Including Segregation

2) : —○— Normal Region, —●— Segregated Region

Fig. 9. Low cycle fatigue test results and hardness after test of normal and segregated regions in A286 alloys with different Ti contents.

れる。

Fig. 9 に 1.9 Ti~1.4 Ti 材の正常部および逆 V 偏析部を含む試験材の室温での低サイクル疲労試験結果を示す。 $\Delta \epsilon_f$ は 1.9 Ti 材の試験において、逆 V 偏析の影響が認められた 1.5% の一条件とした。1.9 Ti 材の破断サイクルは 2 個のデータの平均値で示してある。破断はすべて正常部から起こったが、前述のように 1.9 Ti 材では偏析部の低サイクル疲労強度は正常部より低かったのに対し、1.6 Ti および 1.4 Ti 材はばらつき範囲で差はないものと判断される。

Fig. 9 には破断試験片の硬さ測定結果も示してあるが、いずれの供試材についても正常部より偏析部の硬さは高く、そのため強度の低い正常部から破断したものと思われる。試験による硬度変化を前述のような考え方で判定すると、正常部はいずれも HV 14~15 加工硬化しているが、偏析部については Ti 量によって異なった傾向が認められる。すなわち、1.9 Ti 材の場合、硬さは変化していないと判断されるのに対し、1.6 Ti および 1.4 Ti 材では HV 8~9 とわずかであるが加工硬化していると判断される。したがって、1.9 Ti 材の場合、偏析部はほとんど変形せず、繰返しひずみによる疲労損傷をすべて正常部で受け持っているのに対し、低 Ti 材の場合には偏析部も若干変形しているため、偏析部試験片の正常部のひずみ量が正常部試験片に近づき、低サイクル疲労強度に差が認められなくなったものと考えられる。また、Ti 量の減少による延性の改善および逆 V 偏析の寸法の縮小もこの傾向を助長しているものと思われる。

以上の結果、Ti 量を低くすることにより、機械的性質におよぼす逆 V 偏析の影響を軽減することが可能であり、1.6 Ti 材では若干引張延性を低下させるものの

要求値は満足し、1.4%までTiを低下させることにより、引張りおよび低サイクル疲労特性におよぼす逆V偏析の影響は認められなくなることが明らかになった。また、クリープ破断および高サイクル疲労特性におよぼす影響もないものと考えられる。しかし、Ti量の減少は当然A286合金の強度低下をもたらす。超超臨界圧STEP-IIタービンの高温ロータに関しては、信頼性および設計上、従来のA286合金ほど高い強度は必要なく、Table 4に示されているように、引張強度は1.1Ti材でも満足できる。また、本ロータでもっとも重要なクリープ破断強度は $649^{\circ}\text{C} \times 10^5 \text{ h}$ で 11 kgf/mm^2 以上が要求されているが、1.1Ti材でも満足することがすでに明らかにされている⁵⁾。さらに、Ti量の減少は衝撃値の改善および長時間加熱脆化に対しても有効であるといわれている⁵⁾¹²⁾。

これらの成果に基づいて、40t ESR 鋳塊からTi量を1.4%まで低減させた改良A286合金ロータ素材を製造し、要求性能を十分満足することが確認され、現在、超超臨界圧蒸気タービンのSTEP-II実証試験用として製作中である。

4. 結 言

Ti量をかえた1000~1350mm ϕ ESR 鋳塊から製造したA286合金大形鍛造品に生成した逆V偏析の性状および偏析部の機械的性質におよぼすTi量の影響を調査した結果、次の結論が得られた。

1) A286合金大形鍛造品の逆V偏析はTi量の減少に伴って軽微になり、Ti量が1.1%になると全く認められなくなる。

2) 1.9% Tiを含むA286合金大形鍛造品に関し、 200°C 以下の引張延性および全ひずみ範囲で1.0%を超える高ひずみ側の低サイクル疲労強度は逆V偏析の影響を受けて低下するが、クリープ破断性質および高サイクル疲労強度には影響が認められなかった。

3) Ti量の減少により、逆V偏析の度合が軽減され

るため、A286合金の引張性質および低サイクル疲労強度におよぼす逆V偏析の影響は小さくなり、室温引張延性に対してはTi量が1.4%、室温低サイクル疲労強度に対しては1.6%以下になると影響は認められなくなる。

4) A286合金の機械的性質におよぼす逆V偏析の影響は破断時の正常部と偏析部の硬度差によって説明できる。その硬度差は偏析の性状および試験の種類によって異なる加工硬化によってきまる。

最後に、本研究に関し数々の御教示をいただいた(株)神戸製鋼所・顧問鈴木章博士に深く感謝いたします。

文 献

- 1) Y. NAKABAYASHI: 1st International Conference on Improved Coal-Fired Power Plants, Palo Alto (1986), p. 1
- 2) 伊坂 弘, 松村清貴: 材料とプロセス, 1 (1988), p. 730
- 3) 花田 剛, 肥爪彰夫, 藤川卓爾, 横田 宏, 竹田頼正, 国分孝友: 三菱重工技報, 25 (1988), p. 1
- 4) A. HIZUME, Y. TAKEDA, Y. TAKANO, H. YOKOTA, A. SUZUKI, S. KINOSHITA, M. KOHNO and T. TSUCHIYAMA: J. Engineering Materials and Technology, 109 (1987), p. 319
- 5) K. FURUYA, A. HIZUME, Y. TAKEDA, T. FUJIKAWA, A. FUJITA, S. KINOSHITA, M. KOHNO, T. HONJO and A. SUZUKI: 2nd International Conference on Improved Coal-Fired Power Plants, Palo Alto (1988), p. 59-1
- 6) W. E. TRUMPLER, Jr., E. A. FOX, A. F. LEBRETON and R. B. WILLIAMSON: ASME Annual Meeting, Atrantc City, 59-A-288 (1959)
- 7) M. KOHNO, T. HONJO, S. KINOSHITA and A. SUZUKI: 1st International Conference on Improved Coal-Fired Power Plants, Palo Alto (1986), p. 6
- 8) S. KINOSHITA, M. KOHNO, T. HONJO, A. SUZUKI, A. HIZUME, Y. TAKEDA, H. YOKOTA and A. FUJITA: International Conference in Advances in Material Technology for Fossile Power Plants, Chicago (1987), p. 195
- 9) 桜井 隆, 山田人久, 北村和夫, 竹之内朋夫: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 2286
- 10) S. SHIKANO, H. TSUKADA, T. TAKENOUCI, J. ISHIZAKA and T. OHASHI: 10 th International Forging Conference, Sheffield (1985), p. 44. 1
- 11) 渡辺力蔵, 九重常男: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 1775
- 12) 飯島活己, 山田範雄, 桐原誠信: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 107