高 Cr-低 Ni 2 相ステンレス鋼の常温および低温 における引張特性について*

藤 村 全 戒** 石 井 仁**

Yoshinori Fujimura and Hitoshi Ishii : Tensile Behaviors of High Cr-Low Ni Two-Phase Stainless Steels at Room and Low Temperatures. To provide a better understanding of the mechanical properties of high Cr-low Ni two-phase stainless steels, tensile behaviors at low temperature as well as at room temperature and the effect of strain aging on them were studied. Materials used in this report were three kinds of (α + γ) two-phase stainless steels containing 25% Cr and, 4, 7 and 10% Ni. Specimens which were annealed mainly at 900°C were studied and the principal results were as follows. (1) Shape of the stress-strain diagrams at room temperature is identical to that of common materials without yield point. However, at -196°C a phenomenon similar to the so-called yield point can be observed after a few percent deformation in the 4 and 7% Ni specimens, containing 40 and 50% γ phase, respectively. (2) This phenomenon can also be observed in both specimens annealed at 1000°C, but disappears as the annealing temperature rises to 1100°C. It becomes obscure as the testing temperature decreases to -78°C. (3) Strain hardening rate during the uniform plastic deformation of the specimens with 4 and 7% Ni, especially 4% Ni, at -196°C is very large for a wide range of strain and this is also found to occur at -78°C. However, uniform elongations at -196°C are as large as those at room temperature in all cases. (4) In the specimens with 7% Ni, as the amount of predeformation by tension at -196°C increases the tensile strength at room temperature increases greatly. (5) Strain aging appears in every specimen and its extent becomes more prominent as the Ni content decreases and the α phase increases. (6) The above-mentioned yield point phenomenon, the increase in strain hardening rate and the increase in tensile strength by predeformation are all due to the formation of the deformation-induced martensite from the γ phase. On the other hand, the α phase plays an important role in the strain aging.

(Received August 12, 1972)

I. 緒 言

高 Cr-低 Ni 2 相ステンレス鋼は耐食性が良好で、特に塩化物を含む高温水中などでも応力腐食割れを起し難く⁽¹⁾、このため近年各種の分野への応用が検討され始めている。この種の鋼の機械的性質に関しては、すでに Hayden ら^{(2)~(4)} によって一連の研究が行なわれ、その結果高温では超塑性を、室温および低温では優れた引張強さ、延性および靱性を示すことが明らかにされている。また泉ら⁽⁵⁾ によっては疲労特性が検討され、S-N 曲線に降伏点材料に特有な性質が現われることが示されている。しかしながら新たな材料であるため、機械的性質についてもいまだ十分なる解明が行なわれているとはいいい難い。著者らはこの点に着目しその機械的性質解明に資することを目的として、構成各相に特有な性質からこれら鋼の常温および低温における引張特性ならびにひずみ時効についての検討を試みた。本報はこれらの結果をまとめたものである。

II. 実験方法

1. 試料および試験片

試料は Cr 量が 25% と一定で Ni 量のみを 4, 7, 10% と変えた A, B, C の 3 種類であり、それらの化学分析値を Table 1 に示す。高周波炉にて大気中で溶製した約 50 kg の各鋼塊を熱間および冷間圧延などによって断面形状が 30×4 mm なる素板とした。つぎにこれらに 1150°C×1 hr

Table 1 Chemical compositions of the specimens

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N
A	0.07	0.43	0.78	0.014	0.013	24.54	3.96	0.038
B	0.07	0.48	0.78	0.014	0.014	24.89	6.93	0.040
C	0.05	0.45	0.80	0.016	0.013	24.71	9.80	0.044
D	0.02	0.21	0.50	0.010	0.010	25.44	—	0.021
E	0.03	0.43	1.38	0.009	0.010	25.07	22.77	0.017

- (2) R.C. Gibson, H.W. Hayden and J.H. Brophy : Trans.ASM, **61**(1968), 85.
 (3) H.W. Hayden and S. Floreen : Trans.ASM, **61**(1968), 474.
 (4) S. Floreen and H.W. Hayden : Trans.ASM, **61**(1968), 489.
 (5) 泉 久司, 砂川久吉, 篠田軍治 : 金属学会誌, **35**(1971), 324.

** 静岡大学工学部機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, Shizuoka University, Hamamatsu)

* 1972 年 4 月金属学会東京大会に発表

(1) たとえば、鈴木隆志, 長谷川博一, 渡辺三雄 : 金属学会誌, **32**(1968), 1171.

Fig. 2 Stress-strain curves of specimen A annealed at 900°C

Fig. 3 Stress-strain curves of specimen B annealed at 900°C

Fig. 4 Stress-strain curves of specimen C annealed at 900°C

B, C の順で γ 相が多いものほど若干高く、また一樣伸びもこの順に多少大きい。

-196°C ではいずれの試料の場合も降伏開始応力は相当高まり、応力-ひずみ線図の形状には構成相の割合による影響が認められ、一樣伸びは試料 A では若干減少するが試料 B と C では増加する。 γ 相の量が 40% と 50% の試料 A と B では、数%の塑性変形ののちひずみ量が増すにつれ応力が低下し、これに続いてほとんど応力が変化しないとい

う、いわゆる降伏点現象に類似したものが現われる。なおこの現象は、 γ 相の量が 70% と多い試料 C には現われず、さらに一般に軟鋼などでみられるものに比し、前記のように数%の塑性変形ののちに現われることと応力降下がきわめて緩慢である点がいちじるしく異なる。均一塑性変形領域におけるひずみ硬化率は、いずれの試料も室温の場合とは異なりくびれ開始直前まではほとんど減少せず、かつ γ 相の多くない試料 A と B 特に A では室温に比し相当大である。-78°C での各試料の応力-ひずみ線図に認められる特徴は、それぞれの試料の室温と -196°C の場合の中間的なものであり、試料 A と B のいずれでも降伏点類似の現象は不明確なものとなる。

以上の 2 相試料に対し 900°C 焼なましの単相の試料 D と E についての結果によれば、これらの応力-ひずみ線図の形状は試験温度によってはほとんど変わらない。 α 単相の試料 D では、いずれの試験温度でも軟鋼などと同様の典型的な降伏点およびこれに続く降伏点伸びが現われる。一樣伸びは試験温度が低下すると減少し、-196°C では降伏点伸び直後に脆性的に破断する。一方、成分的にみて試験温度範囲内で組織が安定とみられる γ 単相の試料 E の応力-ひずみ線図は、通常の FCC 金属におけると同様であり、試験温度が低下するにつれ降伏開始応力は高まるが、いずれの場合も均一塑性変形領域でのひずみ硬化率はひずみ量とともに順次小となる。一樣伸びは試験温度が低下してもあまり減少しない。

3. 焼なまし温度を変えた場合

各 2 相試料について焼なまし温度を 1000, 1100°C と変え、試験温度を室温あるいは -196°C とし得られた応力-ひずみ線図のうち、ひずみ量 18% までのものを Fig. 5 に示す。図中には、前述した焼なまし温度 900°C の各試料についての試験結果をも付記した。試験温度が室温の場合は、いずれの試料も応力-ひずみ線図の形状が焼なまし温度によってほとんど変わらず、それぞれの 900°C 焼なまし材に類似する。また降伏開始応力および均一塑性変形領域におけるひずみ硬化率も同様である。

Fig. 5 Effect of annealing temperature on the stress-strain curves

一方、試験温度が -196°C の場合は、いずれの試料も応力-ひずみ線図の形状が焼なまし温度によって変わる。試料 B では、 900°C 焼なましで認められた降伏点類似の現象は、 1000°C 焼なましでは鋭さが減り、 1100°C では現われない。また均一塑性変形領域におけるひずみ硬化率も焼なまし温度が高いものほど小となる。これらの変化は、 γ 相の少ない試料 A でも同様に認められる。なお試料 A の場合、 1100°C 焼なまし材の降伏開始応力が 1000°C のそれよりも若干高いことが注目される。つぎに γ 相の多い試料 C の場合は、焼なまし温度による応力-ひずみ線図の形状変化は小さく、いずれも降伏点類似の現象のない 900°C 焼なまし材に近似している。しかし、降伏開始応力は相当異なり、焼なまし温度が高いものほど低い。均一塑性変形領域におけるひずみ硬化率は、 900°C 焼なまし材ではひずみ量とともに多少増加する傾向にあるが、 $1000, 1100^{\circ}\text{C}$ 両焼なまし材ではいずれも順次減少する。

4. 前加工を加えた場合

室温で種々の引張変形量を与えた 900°C 焼なましの 2 相試料 B について、 -196°C で得られた応力-ひずみ線図を Fig. 6 に示す。図中には室温の試験結果の一部も付記した。応力-ひずみ線図には、前加工を行なったいずれの場合も、これを行なわない場合 (Fig. 3) と同様な降伏点類似の現象が現われる。各線図を比較検討するに、応力降下が始まる時点の応力値はほとんど同じであるが、それまでのひずみ量は前加工量が多いほど若干小さく、また応力降下も多少急激で降伏点類似の現象はやや鋭い。さらに均一塑性変形領域におけるひずみ硬化率は若干小で、一様伸びはやや小さい。

Fig. 6 Effect of pre-deformation at room temperature on the stress-strain curves at -196°C of specimen B annealed at 900°C

Fig. 7 Effect of pre-deformation at -196°C on the stress-strain curves at room temperature of specimen B annealed at 900°C

加工量が多くなるにつれ、一般に降伏開始応力は高まり均一塑性変形領域でのひずみ硬化率も大となって引張強さはいちじるしく向上する。また一様伸びは順次減少する。

5. ひずみ時効処理を施した場合

Fig. 8 に 900°C 焼なましの 2 相および単相の各試料について、室温における引張試験の途中に $20^{\circ}\text{C} \times 24 \text{ hr}$ ならびに $150^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ の時効処理をそれぞれ別個に施して得られた応力-ひずみ線図を示す。約 5% の引張変形ののち除荷して施した $20^{\circ}\text{C} \times 24 \text{ hr}$ の時効処理によつては、いずれの試料も再負荷に際しての応力-ひずみ線図にその影響はほとんど現われない。しかし、さらに約 5% の引張変形ののち除荷して施した $150^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ の時効処理にては、いずれにもその影響が現われる。各試料におけるこの影響はつぎのようである。

Fig. 8 Effect of strain aging on the stress-strain curves of the specimens annealed at 900°C . (1) aged at room temperature for 24 hr and (2) aged at 150°C for 1 hr

Fig. 7 には -196°C で種々の引張変形量を与えた試料 B について、室温で得られた応力-ひずみ線図を、 -196°C の試験結果とともに示す。この場合はいずれにも降伏点類似の現象は現われないが、応力-ひずみ線図の形状は室温で前加工した場合よりもその影響を強く受ける。すなわち前

2 相試料では、このひずみ時効処理の影響は試料 C, B, A の順に α 相の多いものほど顕著であつて、かつ降伏開始後の応力-ひずみ線図はいずれも後記の γ 単相の試料 E とほぼ同様の形状を呈す。 α 単相の試料 D では、軟鋼などと同様の降伏点が再び鋭く現われるが、一方 γ 単相の試料 E では影響は少なく、Haasen-Kelly 型とみられるものがわずかに現われるに過ぎない。

6. 硬さと X 線回折

-196°C での応力-ひずみ線図に降伏点類似の現象が明瞭に現われる 900°C 焼なまし の 2 相試料 B について、その現象が起きている途上で除荷して得られた室温での試験片表面状態を Photo. 2(a) に示す。試料 A でも同様であるが、応力-ひずみ線図に現われる初期の応力降下の開始、およびこれに続く応力低下と応力の変化がほとんど認められない状態は、局所的に塑性変形が進行した領域の発生とその試験片平行部への伝播に対応する。なおこれは、軟鋼あるいは Photo. 2(b) に示した α 単相の試料 D などでもみられるリュースダース帯の発生およびその伝播に一見よく似ている。

以上の局所的に塑性変形が進んだ領域の発生とその試験

片平行部への伝播という現象は、室温における引張りでは試料 A および B のいずれにも認められない。試料 B の Photo. 2(a) において、塑性変形の相当進行した領域とそれ以外の領域の室温におけるビッカース硬さはそれぞれ 280 と 215 であり、両値の間には 65 の差がある。また試料 A の場合にも、その両値の間にはこれと同じ程度の差が存在する。これらに対しひずみ硬化のみが起るとみなしうる α 単相の試料 D での両値は 171 と 156 であって、その差はわずかに 15 である。

Fig. 9 には 900°C 焼なましの試料 B について、室温および -196°C でそれぞれ種々の引張変形量を与えて得られた X 線回折の結果を示す。900°C 焼なましの試料 A でも同様の結果が得られ、これらからつぎのことが明らかである。この 2 相試料 A と B では、室温の場合 γ 相と α 相との量的な割合はほとんど変化しないが、-196°C ではいちじるしく変化し、 γ 相の量は変形の進行につれて順次減少する。この場合、 γ 相よりの回折強度が弱まるにつれ、 α 相あるいは α 相に相当するものからの回折強度が強まっている。

IV. 考 察

Fig. 2~4 に明らかなように、Cr 量が約 25% の高 Cr-低 Ni 2 相ステンレス鋼は焼なまし温度が 900°C の場合、引張試験に際して室温では通常の応力-ひずみ線図を示すが、-196°C では同様な変形挙動は示さない。この低温での引張変形に際して現われる特異な挙動、すなわち降伏点類似の現象の出現、室温での結果に比し均一塑性変形領域におけるひずみ硬化率が広いひずみ範囲にわたって相当大であること、および一様伸びが減少しないことは、いずれも下記のように変形中における γ 相よりの α' マルテンサイトの生成という観点から十分に解釈しうるものであり、低温におけるこれらの引張特性は Fig. 8 に示したひずみ時効などとともに、高 Cr-低 Ni 2 相ステンレス鋼に特有な性質であるとみられる。

α 相の多い試料 A あるいは B に低温で現われる降伏点類似の現象は、 γ 相の多い試料 C では明瞭には認められず、さらに α 単相の試料 D に降伏点が生ずることから、組織中の α 相に起因すると一応考えられる。しかしながらこの降伏点類似の現象は、試料 A および B のいずれにも室温では現われなく、かつ -196°C でも数%の塑性変形ののちに現われることから、これを α 相に起因するとみなすことは適切ではない。いま試料 B の -196°C の場合について検討するに、降伏点類似の現象が現われている途上では、試験片平行部に Photo. 2(a) に示したような塑性変形が相当進んだ領域とあまり進んでいない領域とが生じ、両領域におけるビッカース硬さの差は 65 で、この値は α 単相の試料 D でのその値 15 に比しいちじるしく大きい。一方 X 線回折の結果によると、

Photo. 2 Lüders band observed on the specimen surface.

(a) Specimen B annealed at 900°C and deformed at -196°C, (b) Specimen D annealed at 900°C and deformed at room temperature. Numbers indicate Vickers hardness

Fig. 9 X-ray diffraction patterns of the specimen B deformed various amounts (a) at room temperature and (b) at -196°C

γ 相は引張変形の進行とともに室温では変態しないが、 -196°C では α' マルテンサイトに変態する。これらの結果から、試料 B に -196°C で現われる降伏点類似の現象は、若干の塑性変形のうち試験片平行部の一部で加工誘起マルテンサイトが生成し、その結果変態にもとづく変形がリュース帯のように局部的に進行することに起因しているといえる。すなわち、この局所的な変形が試験片の一部で生ずると、それに隣接する平行部の領域は両者の境界にリュース帯におけると同様な応力集中が起こるため、より低い応力での変態と変形が可能となり、応力は局所的な変形が平行部全域に伝播するまでは増加せず、結局応力-ひずみ線図は降伏点類似の現象を示すことになる。なお 18Cr-8Ni ステンレス鋼についても、すでに低温で本実験におけると同様の現象が見出されており⁽⁶⁾、この点からも降伏点類似の現象は 2 相中の γ 相の一部が α' マルテンサイトに変態することに起因して現われることが裏付けされる。つぎに均一塑性変形領域における試料 B のひずみ硬化率が、室温の場合に比して -196°C では広いひずみ範囲にわたって相当大である点も、 α あるいは γ 相よりも強度が大きい α' マルテンサイトが変形の進行に伴って順次各所で生成し、その数と量を増加することから説明しうるものである。さらに試料 B の一様伸びが室温よりも -196°C における方が優れている点も、試験片平行部に強度の大きい α' マルテンサイトが変形に伴って順次生成するため、局所くびれが生じ難くなるということから十分に理解しうる。

試料 B の -196°C での応力-ひずみ線図に現われる特徴は、前述のようにいずれも変形中における加工誘起マルテンサイトの生成によって容易に説明しうるが、さらに試料 B の -78°C での特徴ならびに試料 A, C についての -196°C および -78°C での特徴も、同様に加工誘起マルテンサイトの生成の難易という点から理解することができる。まず -196°C の場合降伏点類似の現象は、Ni 量が 4% と少なく γ 相が試料 B より不安定と考えられる試料 A にて最も顕著に現われるが、Ni 量が 10% と多く γ 相が試料 B より安定とみられる試料 C では現われない。また均一塑性変形領域におけるひずみ硬化率も試料 A, B, C の順で Ni 量が多くなるにつれ小となる。つぎに -78°C の場合に試料 A と B に現われる特徴は、いずれも室温と -196°C の中間的なものであるが、これらもそれぞれの γ 相が試験温度が高まると安定になることから当然の結果である。

以上に明らかなように降伏点類似の現象などの引張特性は、 γ 相の変形中におけるマルテンサイト変態に起因して生ずるのであるから、これらの特性は 2 相試料の化学成分そのものによるというよりも、 γ 相の試験温度での安定性、すなわち変形中に変態が誘起されるか否かに依存しているとみなすのが適当である。焼なまし温度を変えた場合の結

果をみるに、試料 A, B のいずれも焼なまし温度が 1100°C に高まると、 -196°C での応力-ひずみ線図上に降伏点類似の現象は現われなくなり、さらに均一塑性変形領域におけるひずみ硬化率も相当小となる。両試料の引張特性の低温におけるこれらの変化は、いずれも焼なまし温度が高まることにより γ 相の成分が変わり、 -196°C でも安定になることに原因しているとするのが妥当であって、これらから高 Cr-低 Ni 2 相ステンレス鋼は、焼なまし処理の温度によって γ 相の成分が変わり、それに伴って低温における引張特性も変化するとみなすことができる。

900°C 焼なましの 2 相試料 A, B および C の室温での引張強さは、 γ 相の量が約 40~70% と広い範囲にわたっているが、Fig. 2~4 から知られるようにいずれも約 75 kg/mm^2 でほとんど同じである。しかしながら 900°C 焼なましの試料 B について、室温における引張特性におよぼす -196°C での引張変形による前加工の影響を調査した結果では、引張強さは前加工量とともにいちじるしく高まり、約 25% の前加工で 100 kg/mm^2 以上にまで向上する。この場合における引張強さの向上は、すでに記したように γ 相が -196°C で強度の大きい α' マルテンサイトに変態するためであり、これは加工誘起マルテンサイトを生ずる鋼に共通的に起こりうるものである。なお、 -196°C における引張特性におよぼす室温前加工の影響は、 900°C 焼なましの試料 B についてのみではあるが、あまり大きなものではない。この場合降伏点類似の現象は前加工量が多いほど鋭く現われるが、これは試験片中に蓄積されているひずみエネルギーがマルテンサイト変態の際に駆動力の一部となるため、変態が起こりやすくなることによるとみられる。

高 Cr-低 Ni 2 相ステンレス鋼に特有な前述の引張性質は、いずれも γ 相の安定度によって規定されるものである。しかしながらひずみ時効に関しては、下記のように α 相が大きな役割を果たしているともみなすことができ、この結果はこの種の鋼の室温近傍における機械的性質の解明に対し、一つの有用な指針を与えるものである。各 2 相試料の室温での応力-ひずみ線図上に現われる $150^{\circ}\text{C} \times 1\text{ hr}$ のひずみ時効処理の影響は、線図の形状はいずれの場合も一見 α 単相の試料 D よりも γ 単相の試料 E におけるものに類似しているが、試料 C, B, A の順で α 相が多くなるほどいちじるしい。特に試料 A と B での影響は顕著でこれらを組織中の γ 相、すなわち単相の試料 E におけるわずかな影響のみによって解釈することは困難である。一方 2 相中の α 相は単相の試料 D と同様に強いコッレル雰囲気を再形成しているとみるのが妥当であり、2 相試料が明瞭な降伏点とこれに続く降伏点伸びを示さないのは、 α 相の変形が隣接の γ 相に妨害され局部的にいちじるしくは進行しえないことによるためであって、その結果 α 相の降伏が相当広いひずみ範囲にわたって起こりひずみ時効の影響は独特なものになると考えられる。

(6) D.J. McAdams, Jr., G.W. Geil and F.J. Cromwell: Trans. ASM, 41 (1948), 609.

V. 結 言

Cr 量が 25% で Ni 量のみが 4, 7, 10% と異なる 3 種の 2 相ステンレス鋼について、焼なまし温度を主として 900°C としその室温および低温における引張特性ならびにひずみ時効に関して検討を行ない、つぎの諸点を明らかにした。

(1) 室温における応力-ひずみ線図の形状は、いずれも降伏点を示さない通常の材料のそれと同様である。しかし -196°C での応力-ひずみ線図には、Ni 量が 4% と 7% すなわち γ 相が 40% と 50% の場合、数% の塑性変形ののちに降伏点現象に類似したものが現われる。

(2) この降伏点類似の現象は、両試料の場合とも焼なまし温度が 1000°C でも現われるが、1100°C に高まると消滅する。また試験温度が -78°C に高まっても不明確なものとなる。

(3) Ni 量が 4% と 7%、特に 4% の試料の均一塑性変

形領域におけるひずみ硬化率は、-196°C では広いひずみ範囲にわたって相当大であり、-78°C でも同様に大である。しかしこれらのいずれの場合も、一様伸びはそれらの室温における値と同じ程度に大きい。

(4) Ni 量が 7% の試料で -196°C における引張変形による前加工の影響を検討した結果、室温における引張強さは前加工量が増すにつれいちじるしく高まる。

(5) いずれの試料にもひずみ時効が現われ、その程度は Ni 量が少なく α 相の多いものほどいちじるしい。

(6) 降伏点類似の現象、ひずみ硬化率の増大および前加工による引張強さの向上は、いずれも γ 相よりの加工誘起マルテンサイトの生成に起因するものである。他方ひずみ時効では α 相の果たす役割が大きい。

本研究を行なうにあたり、試料の溶製と分析は大同製鋼株式会社中央研究所に依頼した。記して謝意を表します。

Ni を過剰に含む NiTi の時効析出と硬化*

鈴木 敏 之** 増 本 剛**

Toshiyuki Suzuki and Katashi Masumoto : Precipitation and its Hardening Effect in Ni-Rich NiTi. In order to clarify the precipitation and its hardening effect, and the relation between aging temperature and composition of precipitates in Ni-rich NiTi, the changes in hardness and microstructure with aging temperature and time have been examined. The composition of precipitates has also been determined by an electron probe microanalyser.

In the solution treatment of Ni-rich NiTi, the higher the cooling rate the higher becomes the hardness. A significant hardening effect is obtained even by air cooling. The hardness of water-quenched specimens decreases with aging time in the temperature range from 400 to 700°C. No hardness peak is detected at these temperatures. Optical microstructure experiment shows that no precipitates exist in the water-quenched specimens, but the precipitates appear after aging for 1 to 10 hr at 600°C or 0.1 to 1 hr at 700°C. The compositions of the precipitates determined in the specimens aged at 600 and 700°C are close to Ni_3Ti_2 and Ni_3Ti , respectively.

The above results indicate that the quench-hardening is caused by quenched-in substitutional defects and that although age-hardening occurs the hardness peak does not appear because the hardening effect is cancelled by lowering of quench-hardening as the number of substitutional defects decreases.

(Received August 19, 1972)

I. 緒 言

NiTi 相は高温で Ni 過剰側に広い非化学量論的組成領域をもつが、低温におけるその領域は極めて狭いと考えられている⁽¹⁾。したがって、Ni を過剰に含む NiTi を、析出を阻止するため高温から急冷した後時効すると析出がおり、それに伴って硬化が期待されるが、さきの報告⁽²⁾で明らかのように、急冷状態の硬さが最も大きく、時効に伴う

硬化は全く認められない。しかし、時効硬化するという報告⁽³⁾もあり、また、Sastri と Marcinkowski⁽⁴⁾ は急冷状態ですでに析出がおり、急冷硬化は Ni_3Ti の析出または、その前に形成される中間相によるものであると主張している。著者らは急冷状態の硬化は凍結された構造欠陥によるものであり、電気抵抗の温度変化から求めた Ni_3Ti の析出の活性化エネルギーが異常に小さいとも考えられないの

** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, Tokyo)

* 1972 年 4 月金属学会東京大会に発表

(1) たとえば、R.J. Wasilewski, S.R. Butler, J.E. Hanlon and D. Worden : Met. Trans., 2 (1971), 229.

(2) 鈴木敏之 : 金属学会誌, 34 (1970), 337.

(3) 高柳 潔, 池田 長, 根岸 朗 : 金属学会昭和 41 年度秋期大会講演概要, 195.

(4) A.S. Sastri and M.J. Marcinkowski : Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968), 2393.