

(討14) 400級マルエージ鋼の組織と破壊靱性の関係

金属材料技術研究所 O.河部義邦 中沢興三
宗木政一

1. 緒言

18Niマルエージ鋼ではおもにNi量によって強度水準をコントロールし、現在350ksi級までの鋼が開発されている。その後、航空宇宙、原子力開発などの極限技術の進歩に伴い、さらに強度水準の高鋼種が要求され、400級マルエージ鋼が提案された。しかし、この鋼では硬化要因元素としてNiに変わって多量のMoが添加されているため、18Ni系マルエージ鋼に通常用いられる850℃近傍での溶体化処理では多量の析出物が未固溶状態で残留している¹⁾。そして、このような粗大な析出物は、低エネルギー引裂破壊が生じやす、超強鋼の靱性を著しく損なう懸念がある。そのため、400級マルエージ鋼の強度、延性および靱性と組織の関連性を検討する研究の一環として、本報告では溶体化処理状態の組織、内でも残留析出物と前ノ粒度の影響を検討したので、その結果を報告する。

2. 実験方法

本実験では400級マルエージ鋼の主要硬化要因元素であるMoの影響を検討するため、Moを7, 10, 13%それぞれ添加した3鋼種を用い、その化学成分を表1に示した。これらは真空高周波溶解炉で7kg溶解し、すべて12mm厚、80mm幅の板に圧延した。

表1. 供試材の化学成分と変態点

鋼	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Mf	Ms	Af
K70	0.002	0.010	0.002	0.002	0.005	13.1	14.5	7.36	0.18	0.080	—	—	—
K71	0.002	0.008	0.002	0.002	0.006	13.1	14.6	10.0	0.18	0.061	69	215	833
K72	0.002	0.010	0.002	0.002	0.005	13.0	14.6	12.96	0.19	0.051	<RT	90	847

溶体化処理は850℃から1250℃まで100℃間隔の温度で2時間行ない、水冷した後、室温までサゼロした。なお、これらの鋼の変態点は表1に併記した。

時効処理は、すべて500℃で最高硬度が得られる時間(ほとんど4時間)行なった。したがって、時効組織は強度と靱性の組合せが最もとも優れていると考えられる準安定相が均一に析出している最高時効組織の段階である。

引張試験には直径4mm、標点間距離25mmの丸棒試験片を用い、インストロン引張試験機により、0.5mm/minのクロスヘッド速度で試験した。破壊靱性(K_{IC})試験には、Vノッチの先端に3mmの疲労亀裂を付けたシャルピータイプの試験片を用いた。この寸法はASTM規格を十分満足しているため、正確なK_{IC}が得られた。なお、負荷は0.3mm/minのクロスヘッド速度で与え、亀裂進展はクリップゲージを用いて計測した。これらの試験はいずれも常温で行なった。

3. 実験結果

1) 溶体化処理状態の組織

Mo量が7%のK70鋼では、850℃での溶体化状態ですでにほとんど析出物が残留していないのに対し、K71鋼では800℃、K72鋼では1050℃での溶体化処理状態まで多量の析出



850℃

1050℃

写真1. K71鋼の溶体化処理状態の組織

4 μ

物が残留している。写真1はK71鋼の組織の代表例を示したもので、この残留析出物は溶体化処理温度の上昇およびM₆量の増加に伴ない粗大化する傾向がある。そして、この析出物は(Fe,Co)₇M₆μ相であると推定されている²⁾。一方、前々粒は溶体化処理温度の上昇に伴ない著しく粗粒化し、例えばK70鋼では850℃で約20μのものが、1250℃では約300μにまでなる。

2) 溶体化処理状態の硬さおよび時効硬さ

図1に硬さの結果を示した。溶体化処理状態の硬さは上述した残留析出物の挙動と極めて良く対応し、残留析出物が多くなるほど硬化する。それに対し、前々粒径にはほとんど依存しないと思われる。

一方、500℃での最高硬さは、溶体化処理状態の硬さとは対照的に、残留析出物が多くなるほど小さくなる傾向が認められる。これはマルエージ中に析出し得るM₆量が減少するためであろう。また、450℃から550℃の温度領域で最高硬さを比較してみると、その値の時効温度依存性が非常に小さい一つの特徴がある。この現象は、この鋼のC量が少なく、Co量が多いことにより逆変態μ相の析出による過時効軟化が抑制されるためであろう。したがって、この鋼は最適時効温度をやや高温まで広げ得る可能性がある。

3) 引張試験結果

図2に引張強さと絞りにおよぼす溶体化処理温度の影響を示した。引張強さは溶体化温度の上昇に伴ない大きく減少し、時効硬さに匹敵した強度が得られなくなる。この現象は絞りが零になることから明らかのように、延性が著しく低下し、その結果平滑引張試験においても降伏点以下での不安定破壊が生じてしまうためである。この延性低下は、強度水準と残留析出物も関係すると思われるが、K70鋼の結果から明らかのように、前々粒径の粗大化にもっとも強く関係するものと思われる。

4) 平面歪破壊靱性(K_{IC})

図3にK_{IC}におよぼす溶体化処理温度の影響を示した。K70鋼のK_{IC}は溶体化温度にまったく依存しないのに対し、K71とK72鋼では溶体化温度の上昇に伴ない著しく増加する。このような靱性の変化は、延性の変化と正反対であり、その理由は靱性と延性におよぼす前々粒径の影響が対照的であることによるのであろう。さらにK_{IC}の急激な増加は残留析出物の固溶化挙動と良く対応している。このように、この鋼の靱性は前々粒径にまったく依存しないのに対し、残留析出物には強く支配される⁵⁾。しかも、靱性は残留析出物の大きさよりも量に強く支配されるものと思われる。

5) K_{IC}試験片の破面観察

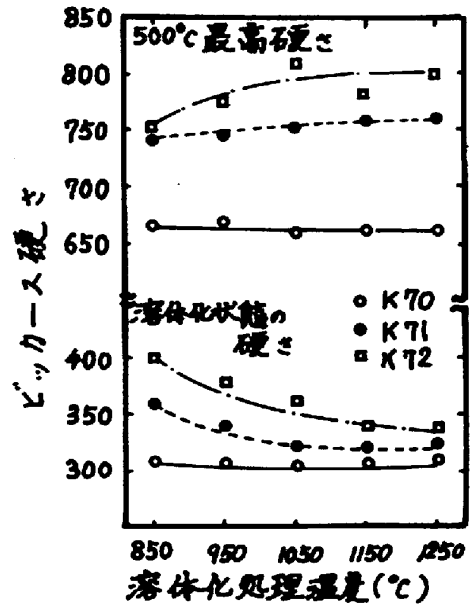


図1. 硬さにおよぼす溶体化温度の影響

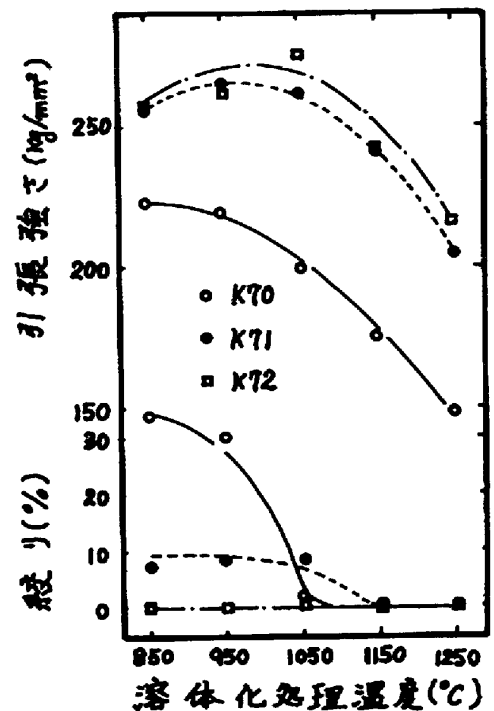


図2. 引張諸性質におよぼす溶体化温度の影響

写真2はKc試験片の疲労亀裂先端近傍を走査型電顕で観察した代表例である。

K70鋼ではすべての溶体化温度の場合とも、擬へき開破面を呈する。その際、その破面単位は溶体化温度の上昇に伴って大きくなる。このように、この鋼の靱性は、擬へき開の破壊様式をとる場合でも前記粒度に依存しない。一方、K71とK72鋼では析出物が残留している場合にはa)に示すような微細なディンプル破面、そして現在型をへて、残留析出物が認められなくると擬へき開破面になる。しかも、K71とK72鋼で破面が擬へき開に変化する現象は靱性の急激な増加と対応している。以上の結果から明らかなるように、多量の残留析出物が存在すると低エネルギー引裂破壊が生じ、靱性は著しく低下する。

6) 圧延焼入れによる延性、靱性の同時改善

すでに述べたように、超強力鋼における延性低下は、単にその特性が低下するという現象に留まらず、降伏点以下での不安定破壊を引き起こすことにより引張試験において当然得られるべき強度が求められないという結果になる。したがって、このような強度水準の著しく高い超強力鋼においては、延性を犠牲にして靱性を改善する方法は採用できず、延性と靱性を同時に改善する方法を講じなければならぬ。そのためには、上述の実験結果から明白に導出されるように、合金元素を完全に固溶化し残留析出物がない状態において、細粒化を得ることが必要である。その組織を得るにはいくつかの方法が考えられるが、その内の一つの方法として圧延焼入れを行なった。特に、この方法を採用した一つの理由は、この鋼ではマルテンサイトおよびオーステナイト相中での析出物の析出速度が著しく速いためである。すなわち、一度完全固溶化処理を行なっても、マルテンサイトに変態させると再加熱の際に、またオーステナイト領域で長時間保持しても粗大な析出物が生じ局所的欠点があるのに対し、圧延焼入れ法では完全固溶化組織から直接、非常に短時間で再結晶をおこさせ、細粒にできる可能性があるからである。

本実験では、K71鋼においてこの処理を検討した。まず、30mm厚の板材を1250

℃で4時間溶体化処理を行なった後、50mmの圧延により、13mmの板材とし、直ちに水中に焼入れた。圧延に要する時刻は、各バッチ間の保持時刻により異なるが、30~40秒程度である。細粒化の程度は圧延方法、圧延終了温度、加工度などにより異なるが、いずれもほとんど析出物を生じさせることなく、

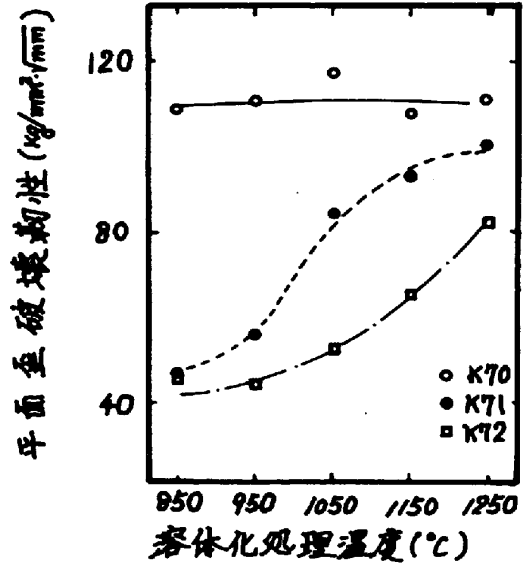
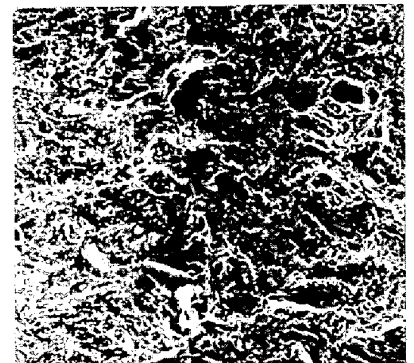
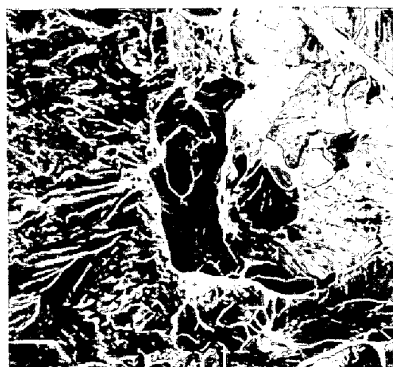


図3. 平面歪破壊靱性におよぼす溶体化温度の影響



a) 850°C



c) 1250°C



b) 1050°C

疲労亀裂 ←→ 不安定破壊部

写真2. K71鋼のKc試験片の破面

20μ

細粒化させた。その1例を写真3に示す。また、得られた延性、靱性は降伏強さとの関係として図4に黒丸で示した。この図中に18Niマルエージ鋼のデータを標準値として示しているが、K71鋼の実験結果は18Niマルエージ鋼の結果を高強度側に外挿したものに劣らぬ値が得られている。その中で絞りが大きくばらつくのは、圧延焼入れの処理方法によって前記粒径が異なるためである。このように、400級マルエージ鋼においては、析出物を完全に固溶化した状態で細粒化することにより、降伏強さ280kg/mm²級において優れた延性、靱性を同時に保持できることが実証された。

4. 結 言

400級マルエージ鋼の強靱性と溶体化処理状態の組織、すなわち残留析出物と前記粒径の関係を検討した。その結果、延性は残留析出物よりも前記粒径に強く支配され、一方靱性は前記粒径に依存せず、残留析出物に強く支配されることを明らかにした。そして、延性、靱性を同時に改善する目的のため、圧延焼入れ法を検討し、降伏強さ280kg/mm²水準において優れた延性、靱性が得られることを明らかにした。

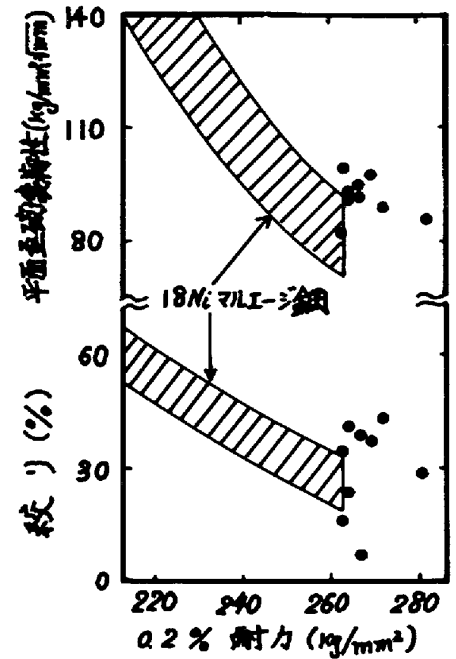
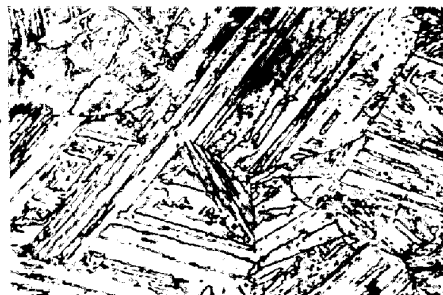


図4. 圧延焼入れを行な、たK71鋼の0.2%耐力と延性、靱性の関係

文 献

- 1) J.R. Mihalisin and C. G. Bieber : J. Metals, 18(1966), p.1033
- 2) J.M. Drapier, P. Viatour, A.C. Magnée and D. Coutsouradis : Cobalt, 50(1971), p.29
- 3) A.S. Tetelman and A.J. McEvily, Jr. : Fracture, Vol.6 (Academic Press), (1969), p.137
- 4) ASTM Designation : E399-72, (1972), Part 31, p.955
- 5) V.F. Zackay, E.R. Parker and W.E. Wood : Proceeding of 3rd international conference on strength of metals and alloys. Vol.1. Paper 35(1943)



1250°C x 2hr

写真3. 圧延焼入れ材の組織



圧延焼入れ

200 μ