塑性加工を受けたオーステナイト系ステンレス鋼 溶接母材部の低温鋭敏化度の予測*

秋山 哲也** 寺崎 俊夫**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 53, No. 3 (1989), pp. 314-321

Prediction of the Degree of Sensitization at a Low Temperature for Base Metal of Welded Austenitic Stainless Steel Joints Received Cold Working

Tetsuya Akiyama** and Toshio Terasaki**

The phenomena of the sensitization of a base metal and the method to predict the time when the degree of sensitization of the base metal exceeds a critical value were investigated by comparing the degree of sensitization of the base metal and that of the welded heat affected zone (HAZ).

To compare these sensitizations, mathematical analysis and experimental tests were carried out. The materials used in this experiment were type 304 stainless steel plates having 10 and 30% plastic strains. To determine the degree of sensitization, the EPR test was used.

From the mathematical analysis, the following results were obtained. In the case where the materials had a plastic strain of above 3%, the degree of sensitization of the base metal became larger than that of the heat affected zone.

From the experimental tests, the following results were obtained. The degree of sensitization of the base metal became larger than that of the heat affected zone. However, in the case where the hardness of the base metal became smaller to a level of the HAZ with the prolonged time for the low temperature sensitization, this phenomenon disappeared.

For the materials having 10 or 30% plastic strain, we were able to predict the time needed for the degree of sensitization of the base metal to exceed the critical value.

(Received October 3, 1988)

Keywords: base metal, low temperature sensitization, plastic strain, life prediction

I. 緒 言

一般に、溶接継手は母材部よりも鋭敏化しており、低温鋭敏化においても母材部よりも鋭敏化し易いと考えられているため、溶接継手の鋭敏化現象や溶接継手の低温鋭敏化現象が多く研究⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾されている。また、溶接後に溶接熱影響部をレーザー等で局部的に溶体化処理し、溶接部の鋭敏化に対する改質が研究⁽⁵⁾⁽⁶⁾されている。

著者らも溶接熱影響部に注目して、塑性加工を受けていない溶接継手⁽⁷⁾および塑性加工を受けた溶接継手⁽⁸⁾がある一定の鋭敏化度に達するまでの時間の予測法について研究してきた。

前報では、塑性加工を受けた溶接継手においては、熱影響部は溶接熱サイクルのために母材部よりも硬さが低いことを明らかにした⁽⁸⁾。硬さが低いと塑性歪量が小さく⁽⁸⁾、塑性歪量が小さいと、同じ温度で熱処理されたときの鋭敏

化度の増加が遅くなる⁽⁹⁾。これは、熱影響部よりも母材部の方が、熱鋭敏化度の増加が速いことを意味している。

もしも、オーステナイト系ステンレス鋼構造物において、母材部の鋭敏化度の方が熱影響部の鋭敏化度よりも先に高くなるならば、あるいは当初鋭敏化度の高かった熱影響部の鋭敏化度を母材部の鋭敏化度が後から追い越すような現象が現れるならば、しかもその鋭敏化度が熱影響部が腐食による損傷を生じない程度に低いならば、実構造物は母材部で破壊するという現象が起り、熱影響部に注目した研究のみでは、不十分ということになる。鋭敏化モデル⁽¹⁰⁾を用いた計算によると、母材部の鋭敏化度が熱影響部の鋭敏化度を追い越す現象が現れる。また、実際の事故例⁽¹¹⁾を見ても、塑性歪を受けている構造物では母材部が熱影響部と同程度までか、あるいはそれ以上に鋭敏化している場合がある。

そこで、本研究では、塑性加工を受けた材料の母材部の鋭敏化度が熱影響部の鋭敏化度を追い越す現象が現れるの

* 熱履歴の不明なオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手部の鋭敏化に対する寿命予測(第3報)

** 九州工業大学材料工学科(Department of Materials, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushu)

かどうかについて、モデル計算と実験の両方で検討した。また、母材部の鋭敏化度を予測するにはどのような方法を用いれば良いかを、塑性歪量が少なく、粒内析出を伴わない場合と塑性歪量が多く、粒内析出を伴う場合について検討した。

II. モデル計算による検討

1. 母材部の鋭敏化現象と熱影響部の鋭敏化現象の比較

計算は、塑性歪を 5% 受けた材料の溶接熱影響部 (HAZ) と母材部を想定して行った。5% の塑性歪を受けた材料は、ビッカース硬さで 215 の硬さとなる⁽⁸⁾。この材料に溶接を行った場合の、鋭敏化域内の硬さの最小値は 190 と見積られる⁽⁸⁾。硬さ 190 での塑性歪量は、約 1% となる⁽⁸⁾。そこで、母材部についての計算は塑性歪量を 5% とし、熱影響部についての計算は歪量を 1% として行った。Fig.1(a) は、母材および熱影響部が 673 K で t_2 s の熱処理 (以降 $TK-t_n$ と表わす) を受けた場合の計算結果である。図中の D'/D は、塑性歪のない場合の Cr の拡散定数 D に対す

る塑性歪のある場合の Cr の拡散定数 D' の比率⁽⁹⁾である。実線が母材で破線が熱影響部である。実線の方が破線よりも Cr の拡散定数は大きい。破線の熱影響部については、673 K- t_2 の熱処理を行う前に、溶接熱サイクルを想定した 973 K- t_1 の熱処理を行っている。熱処理時間 t_1 、熱処理後の粒界の腐食率 y_1^{*10} および再活性化率は Ra_1 は、図中に示す通りである。図より、時刻 $t_2 = 0$ において再活性化率が 0 であった母材 (実線) が熱影響部の再活性化率 (破線) を追いつくことが分かる。交点は、溶接熱サイクル (図では 973 K- t_1) による鋭敏化度が大きいほど、高い Ra に移行している。溶接による鋭敏化度が極めて小さい場合には、 Ra が 1% 以下において、母材部の鋭敏化度の方が熱影響部よりも大きくなっている。このことは、例えばレーザー等を用いて溶接熱影響部の鋭敏化度を改善⁽⁵⁾⁽⁶⁾すればするほど、母材部に腐食が起こる危険性が増すことを意味している。すなわち、定期検査などを行う際、熱影響部のみを調べて安全という結論を出したのでは危険であるということである。

Fig.1(b) は、熱処理温度を 873 K に変えた場合の計算結果である。図中の D'/D は、873 K における値である。温度が高い方が、拡散定数に及ぼす塑性歪の影響は小さくなる⁽⁹⁾ ため、Fig.1(a) の場合の D'/D 値よりも Fig.1(b) の D'/D 値の方が小さい値となっている。溶接熱サイクルを想定した熱処理は、Fig.1(a) と同じである。図より、実線と破線の交点は、時間軸に対して Fig.1(a) よりもかなり短時間側にあるが、縦軸である再活性化率については、良く似ている。Fig.1(b) の方が、若干高い再活性化率のところで交差している。この主な原因は、673 K における母材部と熱影響部の Cr の拡散定数の比率 (2.36/1.27=1.86) よりも 873 K におけるそれ (2.22/1.24=1.79) の方が小さいためである。そのため、873 K での母材部と熱影響部の関係の方が、673 K における母材部と熱影響部の関係よりも、母材部の鋭敏化度がゆるやかに増加する傾向となっている。

以上のことから、モデル計算上、母材部の鋭敏化度が熱影響部の鋭敏化度を追いつく現象が起こり得ることおよび溶接後の鋭敏化度が小さいほど低い鋭敏化度でこの現象が起こることが分かる。

2. 母材部の Cr の拡散定数と熱影響部の Cr の拡散定数の比率に及ぼす塑性歪量の影響

母材部の鋭敏化度が熱影響部の鋭敏化度を追いつく現象の主な原因は、計算による解析結果に基づく母材部と熱影響部の Cr の拡散定数の違いにあると考えられる。そこで、種々の塑性歪量を持った材料の母材部の Cr の拡散定数と熱影響部の Cr の拡散定数の比率を比較した結果を、Fig.2 に示す。

図では、前報までに得られた母材部の硬さと溶接熱影響部の鋭敏化域内の最小硬さの関係⁽⁸⁾、硬さと塑性歪量の関係⁽⁸⁾ および塑性歪量と Cr の拡散定数の関係⁽⁹⁾ を、近似

Fig.1 Effect of the diffusion coefficient on the degree of sensitization: (a) 673 K, (b) 873 K.

Fig.2 Relationship between $D'_{B.M.}/D'_{HAZ}$ and e_p .

式で表し、計算によって求めた。温度は、673 K について計算した。

母材部と熱影響部の硬さの関係については、前報⁽⁸⁾に示した実験式

$$(Hv)_{\max} = 1.35(Hv)_{\min} - 42 \quad (1)$$

を用いた。Fig.2 では、 $(Hv)_{\max}$ を母材の硬さ $(Hv)_{B.M.}$ 、 $(Hv)_{\min}$ を熱影響部の硬さ $(Hv)_{HAZ}$ として計算した。硬さと塑性歪量(真歪 e_p)の関係については、前報⁽⁸⁾に示した図に 2 次式を当てはめ、実験式として

$$e_p = 6.1 \times 10^{-4} Hv^2 - 0.095 Hv - 2.7 \quad (2)$$

を得た。

また、歪量と Cr 拡散定数の関係については、前報⁽⁹⁾で報告した実験式

$$\frac{D'}{D} = 1 + \left\{ \frac{0.15 \times 10^{-7}}{3.685} \exp\left(\frac{35000}{RT}\right) e_p \right\} / \left\{ 0.15 \times 10^{-7} \exp\left(\frac{35000}{RT}\right) + 1 \right\}$$

の温度 T を 673 K とし、種々の e_p を代入して求めたグラフから、

$$D'/D = 0.306 e_p + 1 \quad (3)$$

を得た。以上式の(1)、(3)式より求めたグラフが Fig.2 である。

図より、母材部と熱影響部の Cr の拡散定数の比率は、 e_p が 3% のとき最大となった後、 e_p が増加してもほとんど比率は変化せず 1.74 とほぼ一定値を示している。このことから、Fig.1 に示した関係は、歪量が 3% 程度から 30% と大きくなるまで同じように現れることが分かる。すなわち、 e_p が大きくなったとき、Fig.1(a)の実線と破線は同じ比率で短時間側に移行し、その結果、交点の Ra の値はほとんど変化しない。いいかえると、30% 歪材で熱影響部よりも母材部の方が危険であるならば、3% 歪材でも、同様に母材部の方が危険であるということである。

3. 熱処理中の塑性歪量の低下

Ⅱ.2 までの検討により、塑性歪量が 3% 以上有れば、母材部の鋭敏化度が熱影響部の鋭敏化度を追い越す現象が

現れる可能性があることが分かった。これは熱影響部が溶接熱サイクルによって硬さが十分低下し D'/D が小さくなっているのに対し、母材部は溶接熱サイクルの影響を受けていないので大きい D'/D を保有しているためであった。したがって溶接後の熱処理中に生じる溶接熱影響部の D'/D の変化は小さい反面、母材部では硬さを失い次第に D'/D の小さい材料に変化してゆくことが考えられる。すなわち、母材の鋭敏化度が熱影響部の鋭敏化度を追い越すかどうかは、母材の鋭敏化度が増加してゆく現象と母材が塑性歪量を失って D'/D が小さくなってゆく現象の 2 つの現象の重なりあった結果として考えるべきであろうことが分かる。

一方、拡散定数と塑性歪量との間には直線関係があり⁽¹³⁾、塑性歪量と硬さの間にもおおむね直線関係がある⁽⁸⁾ので、ここでは、熱処理中に減少する硬さについて検討する。そこで、前報⁽⁸⁾で報告した、塑性歪を受けた材料が熱処理時間の経過とともに、どのように硬さを失ってゆくかを調べた結果を Fig.3 に示す。縦軸は、1 kgf の荷重でマイクロビッカース硬度計を用いて測定した硬さで、横軸は熱処理時間とオーステナイト鉄中の鉄の拡散定数 $D_{Fe}\{D_{Fe} = 0.000049 \exp(-28400/RT)/m^2\}$ ⁽¹²⁾ の積の平方根である。歪量は公称歪 ε で 30, 15, 5, 0% の 4 種類について行った。熱処理温度は、973 K と 773 K の 2 種類について示してある。歪量が同じとき異なる熱処理温度での硬さの変化が比較的うまく 1 本の曲線で整理できている。

横軸に D_{Fe} を用いた理由は、硬さの低下がある種の回復現象に起因するものであらうと考えられ、供試材料中にもっとも多く存在する元素が鉄だからである。一方、この図は、いくつかの欠点を持っている。第 1 に、この拡散定数は塑性歪の影響が考慮されていない値であること、第 2

Fig.3 Change of hardness as a function of $\sqrt{D_{Fe}t}$.

に、この熱処理中に拡散定数が時間と共に変化すると考えられるのに対し、この点が考慮されていないこと、第3に、用いた鉄の拡散定数が1444 Kから1634 Kの範囲で、しかもオーステナイト系ステンレス鋼中ではなく鉄中について測定された値であることなどである。しかし、①塑性歪を受けたことによって拡散定数が増加する割合は融点の半分より低い温度で大きくなり⁽¹³⁾、この温度範囲では、この割合はほとんど塑性歪量で決まり、温度の影響をあまり受けないこと⁽⁹⁾⁽¹³⁾、②熱処理前の塑性歪量が同じで有れば、異なる温度において同程度の拡散現象が起こった後(厳密な意味で $D_F \cdot t$ が等しい)の塑性歪量は等しいと考えられることなどの理由により、塑性歪を考慮していない D_F を横軸に用いて整理しても良いと考えられる。第3の欠点については、Fig.3が比較的うまく整理できている実験事実から、今回用いた D_F が比較的良好な拡散定数であったものと考えられる。例えば、Fig.3に用いた拡散定数よりも小さい活性化エネルギーを持つCrの拡散定数を用いて整理した場合には、うまく整理できなかった。そこで、加熱中の塑性歪量の減少は、Crの拡散よりも大きい活性化エネルギーを必要とする熱活性化過程である性質を表現するために、ここでは便宜上 D_F を用いて、以下の検討を行うことにした。

Fig.4の実線は、母材の硬さが、熱処理前の硬さと十分な熱処理を行った後の硬さ(Fig.3での飽和した硬さ)の平均値

Fig.4 Comparison between the time needed for the hardness to decrease and that for the degree of sensitization to increase.

まで低下する時間と熱処理温度の関係を Fig.3から読み取って示したものである。Fig.3において硬さが平均値を示すまでの時間は、どの歪量の場合にもおおむね $\sqrt{D_F \cdot t} = 5 \times 10^{-10} \text{ m}$ と読み取れるので、図では、 $\sqrt{D_F \cdot t} = 5 \times 10^{-10} \text{ m}$ を表す直線が描いてある。この実線は、ある種の回復現象と考えられる母材部の硬さの変化が回復現象の終了を示すと考えられる硬さの飽和値に50%まで近付くのに必要な温度と時間の関係を示すことで、回復が同程度まで進行するための温度と時間の関係を定性的に示している。この場合、母材部の硬さに平均値を選んだ理由は、変化量が小さいことや、ほとんど飽和値まで変化したところでは、図から $\sqrt{D_F \cdot t}$ が読み取り難いため、定量的な根拠はない。

破線は、30% 歪材と5% 歪材が熱処理を受けたときに、再活性化率 Ra が7% になるまでの、熱処理温度と時間の関係を示した計算結果である。計算においては熱処理中の硬さの変化は考慮していない。 $Ra = 7\%$ は、Fig.1(a)における、 $y_1^* = 0.61$ の場合の実線と破線の交点の値として選んだ。この粒界腐食率 $y_1^* = 0.61$ は、後述する溶接継手 Weld-1 および硬さ $Hv = 320$ 材(塑性歪量は30%と見積られる⁽⁸⁾)に973 K-50 sの熱処理を施した試験片の粒界腐食率とほとんど同じである。

773 Kについてみると、30% 歪材では $Ra = 7\%$ に達する方が(a点)硬さが低下するよりも早期に現れるが、5% 歪材では硬さが低下する方が $Ra = 7\%$ になる(c点)よりも早期に現れている。同じ30% 歪材でも温度が873 Kに上昇すると、 $Ra = 7\%$ になるための時間(b点)と硬さが低下するための時間の差は、温度が773 Kの場合に比べ、きわめて小さくなっている。よって773 Kの場合に比べ母材部の鋭敏化度が熱影響部の鋭敏化度を追い越す現象が起こり難くなると予想される。一方、773 Kでは硬さの低下の方が先に認められる5% 歪材が、673 Kでは先に $Ra = 7\%$ の状態に到達することが分かる。

以上のことから、母材の鋭敏化度が熱影響部の鋭敏化度を追い越す現象が現れるかどうかは、Fig.4より鋭敏化度の増加と硬さの低下の速度論的な比較を行うことで予測できる可能性があることが分かる。

一方、母材部の鋭敏化度が熱影響部の鋭敏化度を追い越す可能性のある場合には、母材部の鋭敏化度の予測を行う必要がある。母材部の鋭敏化度の予測に従来報告してきた⁽⁷⁾⁽⁸⁾ 高温加速試験を用いた場合を考えると、必ずしもうまく予測できないことが分かる。例えば30% 歪材についてb, a点で実験を行いe点の時間を予測する場合、b点では硬さの低下の影響を大きく受け、逆にa点では硬さの影響を余り受けないという実験結果が得られるであろう。従って、b点での時間は長く、a点での時間は短く現れることになる。これらの結果のアレニウスプロットを低温側に外挿すると、硬さの低下の影響を受けないe点の時間を短く予測することになる。5% 材を用いてd, c点で実験を

行い f 点の時間を予測する場合には、d, c 点の両方で硬さの低下の影響を受けた実験結果が得られる。このため、d 点、c 点ともに時間が長く現れ、硬さの低下の影響を受けない f 点の時間を長く予測することになるであろう。

以上の事から、母材部の鋭敏化度を予測するためには、加速試験を行った温度において、硬さの低下が現れたかどうかを調べておかななくてはならないことが分かる。また、母材部の硬さは最終的に Fig.3 の飽和値まで低下すると考えられ、この時の拡散定数の変化量は Fig.2 より、どのような塑性歪量の材料においても約 1.7 倍程度と考えられる。従って、加速試験において硬さの低下が認められた場合には、実験から得られた時間を 1.7 分の 1 程度修正する必要があることが予想される。

III. 実験方法

供試材料、塑性加工の方法、溶接条件、硬さ測定、10% しゅう酸エッチ試験、EPR 試験、熱処理条件などは、すべて前報⁽⁸⁾と同じである。ただし、30% 歪材(硬さ $Hv = 320$)に 973 K-10 s の熱処理を行った試験片を用いた高温加速試験と低温鋭敏化試験、さらにこれらの試験片についての 10% しゅう酸エッチ試験と EPR 試験を追加して行った。また、塑性歪 30% 材の溶接継手 Weld-1 については、723 K で、高温加速試験を追加して行った。

IV. 実験結果および考察

1. 母材の鋭敏化現象と溶接熱影響部の鋭敏化現象の比較

Fig.5(a)に、塑性歪量 10% 材に溶接を行った溶接継手 Weld-2 を 773 K で熱処理した場合の、熱影響部と母材部の鋭敏化度の時間的変化を示す。実験の範囲内において、母材部の鋭敏化度が熱影響部の鋭敏化度を追い越す現象は認められない。この試験片の溶接直後の粒界腐食率 y_1^* は 0.39 であったから、Fig.1(b)より、母材と熱影響部の鋭敏化度の交点は、およそ $Ra = 5\%$ のあたりに現れると考えられる。一方、図中の Hv の値は、773 K- t_2 熱処理後の硬さである。熱影響部については、鋭敏化域内での硬さの最小値が示してある。母材部では、熱処理前には 238 であった硬さが、熱処理時間の経過とともに低下していることが分かる。熱影響部の硬さはほとんど変化していない。この実験条件は、定性的に Fig.4 における c 点に相当していると考えられる。

Fig.5(a)が、Fig.4 の c 点であるならば、Fig.4 の a 点に相当する実験を行えば、母材部の鋭敏化度が熱影響部の鋭敏化度を追い越す現象を顕著に実現できるはずである。そこで、歪 30% 材を用いて行った結果が、Fig.5(b), (c)である。歪 30% 材に直接 773 K の熱処理を行うと顕著な粒内析出を生じ⁽⁹⁾、Fig.4 までは粒界析出を対称とし

Fig.5 Comparison of the sensitization between the base metal and the heat affected zone: (a) Weld-2 heated at 773 K, (b) comparison at the temperature of 773 K between the $\varepsilon = 30\%$ specimen heated at 973 K for 50 s and the $\varepsilon = 30\%$ specimen heated at 973 K for 10 s, (c) comparison at the temperature of 873 K between the $\varepsilon = 30\%$ specimen heated at 973 K for 50 s and the $\varepsilon = 30\%$ specimen heated at 973 K for 10 s.

で議論してきた条件と異なった条件の実験となってしまう。一方前報⁽⁸⁾において、歪 30% 材に 973 K-50 s の熱処理を行った試験片は、歪 30% 材に前報で行った溶接条件で溶接した試験片の熱影響部と同じ粒界腐食率を持つことおよび 773 K の熱処理中に粒内析出が生じないことを述べた。さらに、973 K-10 s 熱処理材も、773 K の熱処理中に粒界析出が生じないことを述べた。そこで、Fig.4 の a 点の条件として、これらの試験片を用いて、773 K- t_2 の熱処理をした場合の結果を Fig.5(b) に示す。これらの試験片を用いて Fig.1 に示した現象を確認することが出来れば、Fig.1 で検討した結果すなわち溶接の熱影響を受けていない材料の鋭敏化度の方が、溶接熱影響を受けた材料の鋭敏化度を追い越す現象を確認できたことになる。図より、 $Ra = 8\%$ 付近で鋭敏化度が逆転している事が分かる。逆転現象が起こる鋭敏化度もほぼ Fig.1 と一致している。また図中に示す硬さ Hv より、硬さはほとんど変化してい

ないことが分かる。Fig.6(a) に、歪 30% 材に 973 K-50 s の熱処理を行った後、773 K-2.4 ks の熱処理を行った試験片の 10% しょう酸エッチ試験結果を示す。粒内析出がほとんど認められない。Fig.6(b) に、歪 30% 材に 973 K-10 s の熱処理を行った後に、773 K-28.8 ks の熱処理を行った試験片の 10% しょう酸エッチ試験結果を示す。この場合も、粒内析出はほとんど認められない。このことから、Fig.5(b) は、粒界析出についての実験が行えたことが分かる。Fig.5(b) が、定性的に Fig.4 の a 点に相当しているならば、Fig.4 の b 点に相当する実験を行えば、Fig.5(b) よりも逆転現象は起こり難くなるはずである。そこで Fig.5(b) と同じ材料を用いて 873 K で熱処理した結果を Fig.5(c) に示す。交点は、再活性化率の高い側に移行しており、逆転現象が起こり難くなっていることが分かる。図中の硬さを見ると、973 K-10 s 熱処理材の硬さが、317 から 292 に低下している。973 K-50 s 熱処理材での硬さの変化は小さいが、これは 973 K-50 s の熱処理を受けた時点での硬さ 284 が、ほとんど飽和した硬さだからである。

以上の事から、Fig.4 で予想したとおり、硬さの低下よりも鋭敏化度の増加の方が速い場合には、Fig.1 で予測したような逆転現象が現れることが確認できた。

2. 粒内析出が生じない母材部の鋭敏化度の予測

以上の実験結果を基に、さらに低温での母材部の鋭敏化

Fig.6 Results of 10% oxalic acid etch test: (a) the $\varepsilon = 30\%$ specimen heated at 773 K for 2400 s following the 973 K-50 s heat treatment, (b) $\varepsilon = 30\%$ specimen heated at 773 K for 28800 s following the 973 K-10 s heat treatment, (c) Weld-1 heated at 773 K for 2400 s.

Fig.7 Prediction of the time needed to get $Ra = 1\%$ or 10% for the base metal without transgranular precipitations.

度の予測を行った結果を Fig.7 に示す。図では、Fig.5(b), (c) を基に、母材部の再活性化率が 1% になるまでの時間と熱処理温度の関係および 10% になるまでの熱処理温度と時間の関係が示してある。Ra = 1% の場合には、873 K, 773 K のデータを低温側に外挿した直線上に、673 K のデータがよく一致している。この直線の傾きから求められる活性化エネルギーの値は 211 kJ/mol・K で、前報⁽⁷⁾で報告した値 221 kJ/mol・K と良く似た値を示している。一方、Ra = 10% の場合には、873 K と 773 K のプロットを結ぶ直線は、Ra = 1% の場合の傾きとは異なる直線となっている。図中に示す Hv は、Fig.7 に示した熱処理時間にもっとも近い Fig.5(b) および (c) 中の実験点の硬さである。Ra = 10% の条件の、T = 873 K の場合だけ、著しく硬さが低下していることが分かる。そのため、この点は、II.3 で検討したように、長時間側に実験結果が現れると考えられる。そこで、得られた時間を 1/1.74 倍短くして修正したのが、●印である。この●印と 773 K のデータを結んだ破線は、硬さの低下をほとんど起こしていない Ra = 1% の場合の直線とほぼ同じ傾きとなった。熱処理時間の関係で、Ra = 10% の場合の 673 K における時間は、まだ実験値が出ていないが、修正前のデータから読み取れる時間(約 2 カ月)では、Ra = 10% に達していないことを確認している。以上の事から、母材部の鋭敏化度を予測する場合には、熱処理後の硬さの変化に注意し、硬さが低下している点については、硬さの低下にともなう拡散定数の変化の修正を行わなくてはならないことが分かる。

3. 粒内析出が生じる場合の母材部の鋭敏化度の予測

Fig.8(a) に、塑性歪量 30% の溶接継手に 773 K- t_2 の熱処理を行った場合の母材部と溶接熱影響部の鋭敏化度の変化を、比較して示す。母材部では、Fig.6(c) に示すように、顕著な粒内析出が認められた。(b) は、熱処理温度が 873 K の場合である。(a) は、再活性化率がまず急激に増加し、一旦あまり増加しなくなった後に再び増加する過程を経ているのに、(b) では、この様な傾向が認められない。(a) 中の破線は、Fig.5(b) の 973 K-10 s の熱処理材の結果である。破線では先に述べたように粒内析出は認められず粒界析出のみである。Fig.8(a) の、30% 歪材における 773 K 熱処理では、粒界析出よりも粒内析出が先に生じることが分かっている⁽⁹⁾。また、粒内析出のみが生じている範囲において、鋭敏化度は一旦増加し、その後あまり変化しなくなることも分かっている⁽⁹⁾。したがって Fig.8(a) は、まず粒内析出が生じそれにとまらなう再活性化率の増加が現れ、後から生じた粒界析出にとまらなう再活性化率の増加が重畳された結果であることが分かる。このことは、973 K-10 s の熱処理条件が、塑性歪による硬さの影響を失うことなく、粒内析出を無くすことのできる条件であることを意味している。一方、(b) では粒界析出が先に生じるため、後から生じた粒内析出にとまらなう再活性化率の増加は、

Fig.8 Comparison of the degree of sensitization between the base metal and the heat affected zone: (a) Weld-1 heated at 773 K, (b) Weld-1 heated at 873 K.

めだたなくなっている。

以上の結果を基に、粒内析出が生じる場合の母材部の再活性化率が 6% になるまでの時間を予測した結果を Fig.9 に示す。実線は、773 K と 723 K での時間を結んだ直線である。673 K の時間をよく予測していることが分かる。一方、破線は、873 K での時間と 773 K での時間を結んだ直線であるが、673 K での時間を予測することができていない。これは、873 K では粒界析出が先に生じるのに対し、773 K 以下では、粒内析出が先に生じているためである。従って、粒内析出が生じる場合の寿命予測には、高温加速試験温度として、773 K 以下の温度を選べば良いことが分かる。さらに、粒内析出は低温側においては、IV.1, IV.2

Fig.9 Prediction of the time needed to get $R_a=6\%$ for the base metal with transgranular precipitations.

で取り扱った粒界析出の場合に比べ非常に早い時期に起こるので、鋭敏化度が增加する間にはほとんど硬さが低下しない。したがって、高温加速試験結果を、単にアレニウスプロットし、低温側を外挿するだけでよいことになる。

V. 結 論

塑性歪を持つ溶接継手部の母材部と熱影響部との鋭敏化現象をモデル計算および実験の両方で比較し、次の結論を得た。

(1) モデル計算により、母材部の鋭敏化度が溶接熱影響部の鋭敏化度を追い越す現象が現れることを立証した。こ

の時の鋭敏化度は、母材部の鋭敏化度が小さいほど小さかった。また、この現象は、塑性歪量が多い場合だけでなく、塑性歪量が3%以上であれば起こり得る。

(2) 実験により、母材部の鋭敏化度が溶接熱影響部の鋭敏化度を追い越す現象が現れることを確認した。

(3) 加速試験中に硬さの低下が認められない場合には、加速試験によって得られた寿命をアレニウスプロットし、低温側に外挿することで低温での寿命を予測できることを、実験で確認した。

(4) 加速試験中に硬さの低下が生じる場合のあることを、実験で確認した。また、この場合の寿命予測の方法を実験で確認した。

(5) 粒内析出を生じる条件での母材部の鋭敏化度の予測は、加速試験条件をすべて 773 K 以下に、すなわちすべての加速試験の条件を粒内析出が先に生じる条件に統一すれば、可能であることを実験で示した。

文 献

- (1) 井川 博, 中尾嘉邦, 西本和俊, 井上倫人: 溶接学会誌, 47(1978), 338.
- (2) M.J.Povich: Corrosion-Nace, 34(1978), 60.
- (3) M.J.Povich and P.Rao: Corrosion-Nace, 34(1987), 269.
- (4) 足立俊郎, 神余隆義, 前北泉彦: 日新製鋼技報, 45(1981), 9.
- (5) 三浦 実, 幸 英昭, 高祖正志, 中尾嘉邦, 西本和俊: 溶接学会全国大会講演概要集, 39(1986), 136.
- (6) 益本 功, 篠田 剛, 石山博之: 溶接学会全国大会講演概要集, 35(1984), 112.
- (7) 秋山哲也, 寺崎俊夫: 日本金属学会誌, 52(1988), 1270.
- (8) 秋山哲也, 寺崎俊夫: 日本金属学会誌, 53(1989), 106.
- (9) 秋山哲也, 寺崎俊夫: 日本金属学会誌, 52(1988), 1137.
- (10) 秋山哲也, 寺崎俊夫: 日本金属学会誌, 52(1988), 327.
- (11) 中原正大, 高橋 克: 防食技術, 36(1986), 467.
- (12) 日本金属学会編: 金属データブック, (1974), 丸善.
- (13) P.G.Shewmon: 固体内の拡散, コロナ社, (1978).