長時間使用した Nb, Mo および W を含む HP 系耐熱鋳鋼の溶接性劣化

篠崎 賢二**, 黒木 英憲**, (故)中尾 嘉邦***, 西本 和俊***, 乾 正弘****, 高橋 誠****

Deterioration of Weldability of Long Term Aged HP Heat-Resistant Cast Steel Containing Nb, Mo and W

by Kenji SHINOZAKI, Hidenori KUROKI, Yoshikuni NAKAO, Kazutoshi NISHIMOTO,
Masahiro INUI and Makoto TAKAHASHI

The purpose of this study was to make clear the mechanism of weld cracking in HAZ of long term used HP heat-resistant cast steel containing Nb, Mo and W when this steel was repaired.

According to observation of fracture surface of weld cracking, a crack was regarded as a ductility-dip cracking. Moreover a crack propagated in microconstituents on dendrite boundaries.

The amount, the structure and the precipitating site of microconstituents changed during aging at the temperature of 1323 K, which was the average temperature of materials during operating. On the other hand, the hot ductility at 773 K of these aged materials was evaluated using the Gleeble tester. It declined with the lapse of aging time. Comparing the change of microstructure with the change of hot ductility at 773 K, the decline of hot ductility was related to η phase ($\text{Nb}_3\text{Ni}_2\text{Si}$) and M_{23}C_6 precipitating like a network on dendrite boundaries for long aging. As a result, the decline of hot ductility of the base metal promoted weld crack in HAZ.

Key Words: Weld crack, Ductility-dip crack, Aging, HP heat-resistant cast steel, HAZ, Repair, Hot ductility, η phase, M_{23}C_6

1. 緒 言

石油化学工業製品の基礎原料であるエチレン、プロピレン、ベンゼン、トルエンなどは、ナフサを分解することにより生産されることはよく知られている。このナフサ分解過程は、水蒸気とナフサをクラッキングチューブ内に通し約1173~1373 Kの高温で熱分解させる過程である。このため、クラッキングチューブ用の材料には優れた耐酸化性、耐浸炭性ならびに高クリープ特性が要求される。Fe-25Cr-36Ni 系の HP 系耐熱鋳鋼に Nb, Mo 及び W を総量で約 3 mass% 添加した改良材は、これらの要求にこたえ得る材料の一つとして現在広く用いられている。

一般にこの種の耐熱鋳鋼は炭素量が高いため、低融点の γ +NbC 共晶、 M_7C_3 、 M_{23}C_6 などの炭化物を多量に含んでいる。そのため母材溶接部における溶接割れ、特に高温割れ感受性は、一般の鍛造材に比べて高いと言われている。たとえば、著者ら^{1,2)}の一人は、IN519 (Fe-24Cr-24Ni-1.5Nb) において、溶接熱影響部に液化割れが発生しやすく、

これは、 $(\text{Fe, Cr, Ni})_2\text{Nb}$ や M_{23}C_6 などの Laves 相や炭化物の局部溶融によるものであることを報告している。Nb, Mo 及び W を含む Fe-25Cr-36Ni 系耐熱鋳鋼においても高温割れ感受性は高いものの実施工においては、予熱及び適正溶接条件などの選定により、溶接割れのない健全な継手が得られ実構造物に使用されている。

クラッキングチューブは管外面温度が1273~1353 K、管内温度が1073~1123 K という極めて苛酷な使用環境に曝されるため、高温クリープ変形によりチューブの曲がりが生じる。さらに、浸炭、窒化及び酸化などのため素材の劣化が著しく、破壊の危険性も生じてくる。そのため5~10年間使用された、特に劣化の著しいチューブは、新材と取り替えられ、実使用材との間で溶接が行われている。溶接に際し、実使用材において、浸炭、酸化及び窒化の生じた劣化部分は、溶接割れ感受性が高くなることが予想されるため、完全に除去されて溶接が行われるにも拘わらず、実使用材の溶接熱影響部において、溶接割れが発生しやすい場合がある。現状の対策としては、実使用材の熱処理及び予熱などがある。しかしながら、溶接割れ発生原因を解明するための系統的な取り組みはほとんど行われていないため、抜本的な割れ防止対策は未だ明らかになっていない。そこで本研究では、特に Nb, Mo 及び W を含む Fe-25Cr-36Ni 系耐熱鋳鋼について、その実使用材の溶接において発生する溶接割れの特徴を明らかにすると共に、長時間高

*原稿受付 平成9年5月26日 平成8年7月溶接冶金研究委員会で発表

**正 員 広島大学工学部 Member, Hiroshima University

***正 員 大阪大学工学部 Member, Osaka University

****正 員 ㈱クボタ Member, Kubota Co. Ltd.

温に曝された母材組織の変化と溶接割れ感受性との関係並びに溶接割れ発生機構についての考察を行った。

2. 供試材料及び実験方法

2.1 供試材料

使用した母材は、チャージの異なる2種類の鋳造新材(以下鋳放し材と記す) AC1 及び AC2 ならびに実構造物に使用されていた材料(以下実機材と記す) U1 及び U2 である。これらの材料は遠心鋳造法により作製された Nb, Mo, W を含む HP 系耐熱鋳鋼である。Table 1 にこれらの化学組成を示す。U1 及び U2 はクラッキングチューブとして1273 K から1353 K の温度範囲でそれぞれ約126 Ms 間(4年間)及び約247 Ms 間(7年10ヶ月間)使用された材料である。長時間の時効にともなう母材組織の変化ならびに母材の高温延性の変化を調べるため鋳放し材 AC2 をクラッキングチューブの使用温度範囲内の1323 K で、3.6 ks, 36 ks, 360 ks, 1.8 Ms, 3.6 Ms 及び36 Ms 間保持した材料を実験に供した。

2.2 溶接割れ試験

2.2.1 管材の割れ試験

実施工時の割れを再現するため、管材の割れ試験では、 $141\text{ mm}^{\phi} \times 9\text{ mm}^t \times 200\text{ mm}^l$ の寸法の実機材 (U2) と、 $141\text{ mm}^{\phi} \times 9\text{ mm}^t \times 150\text{ mm}^l$ の鋳放し材 (AC1) の管同士を Fig. 1 に示すような U 開先で突合せ、溶接電流100 A, アー

Fig. 1 Configuration of the specimen of the weld cracking test used for evaluating weldability of a tube joint.

ク電圧15 V, 溶接速度1.2 mm/s の溶接条件で GTA 溶接による1パスの円周溶接を行った。溶接後、溶接割れ発生状況を30倍の実体顕微鏡を用いて観察した。溶接割れは、実機材 (U2) 側の HAZ のみで発生しており、溶接線に平行な縦割れと垂直な横割れに分類された。縦割れの総割れ長さを全溶接長さで除した値(縦割れ率と呼ぶ)で縦割れ感受性を、また全周の横割れ個数で横割れ感受性をそれぞれ評価した。

2.2.2 小型拘束割れ試験

クラッキングチューブの溶接割れ感受性ならびに溶接割れ防止条件を把握するための標準試験片として、Fig. 2 に示すように管材から幅75 mm, 長さ100 mm の試験片を切り出し、中央に試験溶接用の U 溝加工を施した小型拘束割れ試験片を使用した。拘束状態を変化させるため、溝長を20, 40及び60 mm に変化させた。開先部を十分脱脂した後、溶接電流130 A, アーク電圧15 V, 溶接速度1.1~2.6 mm/s の条件で手動による GTA 溶接を行なった。光学顕微鏡を用いて50倍で断面検査を行い溶接割れの観察を行った。ビ

Fig. 2 Configuration of the specimen of the small sized U-groove restraint cracking test used for evaluating weldability of a tube.

Table 1 Chemical compositions of materials used (mass%).

		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	W	Mo
As cast	AC1	0.45	1.78	0.40	0.014	0.012	26.71	34.97	1.26	0.64	0.42
	AC2	0.46	1.73	1.03	0.015	0.012	25.56	35.23	1.26	0.61	0.41
Used	U1	0.48	1.81	0.51	0.012	0.013	24.93	34.82	1.31	0.71	0.41
	U2	0.60	1.92	0.38	0.010	0.014	25.34	35.51	1.31	1.10	0.44
Filler wire		0.47	1.62	1.32	0.007	0.002	24.80	34.88	1.28	0.97	0.31

ード長20 mmの試験片では2断面、40 mmでは5断面、60 mmでは7断面を6~7.5 mm間隔でとり観察断面とした。なお、割れはいずれの断面でも、管材の割れ試験の場合と同様なHAZの位置での縦割れであったので、各断面について、のど厚とのど断面に投影した割れの長さの比を測定し、その平均値を断面割れ率と定義した。

2.3 高温急速引張試験

母材の高温延性を知るため、Fig. 3に示すような4 mm ϕ ×110 mm¹の形状の丸棒を用い、グリーンブル試験機により高温急速引張試験を実施し伸びを測定した。試験は、17 kPaのAr雰囲気中で、加熱速度100 K/sで加熱し、所定の温度で5 s間保持した後、クロスヘッド速度を0.33 mm/sとして引張試験を行った。加熱温度は、673~1473 Kの温度範囲で100 K間隔で9段階変化させた。

さらに、高温延性の低下機構を明らかにするため、高温におけるデンドライト内の局部伸びを高温引張機能付きSEMを用いて調べた。用いた高温引張試験の試験片形状をFig. 4に示す。測定は以下のような方法で行った。伸びを計測するためのマーカには荷重4.9 mNで打った約1 μ m径のマイクロピッカース圧痕を用いた。これをデンドライト内に約15 μ m間隔で引張方向に平行に一对打った。この一对のマーカを試験片中央部から引張り方向に500 μ mの範囲内で鑄放し材、U1材及びU2材では5箇所、3.6 Ms時効材では14箇所打った。圧痕マーカを付けた試験

Fig. 3 Configuration of the specimen of the elevated temperature tensile test used for evaluating hot ductility using the Gleeble tester.

Fig. 4 Configuration of the specimen of the elevated temperature tensile test inside of a scanning electron microscope used for evaluating local deformation of dendrite.

片を、高温引張機能付きSEMで773 Kまで昇温後、60 s保持した後10 μ m/sの速度で破断するまで引張った。引張試験前後でのマーカ間隔の変化量 ΔL を0.01 μ mの精度で測定し、局部伸び δ を式(1)により定義した。

$$\delta = \frac{\Delta L}{L} \times 100 (\%) \quad \dots\dots\dots(1)$$

ただし、L：引張試験前のマーカ間隔

2.4 組織観察方法

NbC, $M_{73}C_6$, $M_{23}C_6$ などの炭化物の析出形態を観察する場合には、電解液として、メタノール90%+アセチルアセトン9%+塩化テトラメチルアンモニウム1%溶液を用い、14V, 15sの条件で、またNi-Nb-Si系の生成相の析出形態を観察する場合には、電解液として、10%蔞酸水溶液を用い、3V, 15sの条件で電解腐食を行った。

SEMにより2500倍に拡大した90 mm×135 mmの視野において、EDXを用いて元素分析を行い、各生成相を識別し、各生成相の面積率を測定した。総視野数を20視野とし、全視野における各生成相の総面積を総視野面積で除して平均の生成相の面積率とした。

生成相の同定は、各相のEDXによる元素分析、抽出残渣のX線回折により行った。抽出残渣を取るための電解液として、メタノール90%+アセチルアセトン9%+塩化テトラメチルアンモニウム1%溶液を用いた。

生成相はデンドライト境界を占有するように析出していたので、生成相によるデンドライト境界占有率を定量的に調べるために以下の調査を行なった。なお、NbCは割れにほとんど関与しないことが実験から明らかであったためにNbC以外の生成相について調査した。SEMで800倍に拡大した組織中のデンドライトセルすべてについてセル周長(L)と生成相長(L_i)を測定し、式(2)によって生成相のデンドライト境界占有率と定義した。これを20視野について計測しその平均値を用いた。

生成相のデンドライト

$$\text{境界占有率} = \frac{\sum L_i}{L} \times 100 (\%) \quad \dots\dots\dots(2)$$

2.5 生成相の割れ発生傾向の評価方法

η 相及び $M_{23}C_6$ の割れ発生傾向を調べるためマイクロピッカース硬さ計を用いて、U2材について以下の実験を行った。荷重は、29.4, 49及び98 mNとして各生成相上に圧痕を打った。圧痕数はそれぞれ20個とした。圧痕の大きさを考慮し、5 μ m以上の粒径の生成相に圧痕を打った。生成相上に圧痕を打った後、1000倍に拡大した光学顕微鏡で割れの発生の有無を調べた。

3. 溶接割れ現象

3.1 割れ発生状況

鋳放し材 (AC1) と 247 Ms 間使用された実機材 (U2) との管材突き合わせ溶接部での縦割れ及び横割れ発生状況を調べた結果、これらの割れは U2 の HAZ 部のみに発生していた。横割れは、全周で 2 個であったのに対し、縦割れ率は 26% であった。このことから、実機材の HAZ は、鋳放し材に比べ著しく縦割れ感受性が高いことがわかった。そこで、以下縦割れについてさらに詳細な検討を行った。

3.2 割れ伝播経路及び割れ破面形態

ほとんどの縦割れは Fig. 5 に示すように、母材を貫通し、溶融境界線より約 0.6~1.9 mm 離れた位置に発生しており、割れ近傍での組織は、溶接熱サイクルの影響を受けていない母材部の組織と同じであった。

縦割れ破面について、マッチングする破面の両面に Ti をプレーティングした後、両破面を突き合わせた場合の断面組織を Fig. 6 に示す。矢印で示した両破面の表面部には

Fig. 5 Cross section of a longitudinal crack occurring in HAZ of used material using the weld cracking test. (material: U2 (247 Ms used)).

Fig. 6 SEM microstructure of cross section of well-matched fracture surfaces of a longitudinal crack occurring in HAZ of used material using the weld cracking test. (material: U2 (247 Ms used)).

Fig. 7 Fracture surface of a longitudinal crack occurring in HAZ of used material using the cracking test. (material: U2 (247 Ms used)).

生成相が連なって存在することがわかる。これより、割れは生成相内を伝播したと考えられ、生成相が縦割れに大きく関与していると推察される。

Fig. 7 は縦割れの破面形態を示したものである。破面には、液化した様相³⁾は認められず、部分的にティアリッジが見られるものの大部分は平坦で脆弱な様相が認められる。また、前述したように割れ発生部では溶接熱サイクルによる組織変化が認められないことから、この縦割れは生成相の局部溶融に伴う液化割れではないことがわかる。

以上の溶接割れの観察結果より、縦割れは液膜が関与しない高温での延性低下に起因した割れであると推察された。

4. 長時間時効にともなう母材の組織及び機械的性質の変化

実機材の HAZ における溶接割れ発生には、母材のデンドライト境界に見られる生成相が関与することがわかった。長時間の使用により母材中の生成相の形態及び組成などが変化し、これが母材の高温延性に影響を及ぼすことが

予想されるため、鋳放し材 (AC2) に 1323 K で 3.6 ks, 36 ks, 360 ks, 1.8 Ms, 3.6 Ms 及び 36 Ms 間時効処理を施した試料についてマイクロ組織形態, 生成相量, 生成相のデンドライト境界占有率, 硬さ並びに高温延性の調査を行った。

4.1 ミクロ組織形態

Fig. 8 は鋳放し材 (AC2), 3.6 ks, 3.6 Ms 時効処理材及び実機材 (U2) のマイクロ組織である。遠心鋳造材のためデンドライト組織を呈しており、デンドライト境界上には生

Fig. 8 Changing in morphology of microconstituents during aging at the temperature of 1323 K. ((a) as cast, (b) 3.6 ks, (c) 3.6 Ms, (d) used material (U2)).

Fig. 9 X-ray diffraction patterns of residues extracted from cast, aged and used materials.

Table 2 Summaries of microconstituents observed in cast, aged and used materials.

Materials	Aging condition (Temp. x Time)	Phase
As cast	1323K x 3.6ks 1323K x 36ks 1323K x 360ks 1323K x 1.8Ms 1323K x 3.6Ms 1323K x 36Ms	M_7C_3 , NbC
		$M_{23}C_6$, NbC
		$M_{23}C_6$, NbC
		$M_{23}C_6$, NbC
		$M_{23}C_6$, NbC
		$M_{23}C_6$, NbC, η phase
Used materials	U1: 126Ms	$M_{23}C_6$, η phase
	U2: 247Ms	$M_{23}C_6$, η phase

成相が認められる。時効にともないこれらの生成相の形態変化が起きている。すなわち、鋳放し材では、共晶状の生成相と塊状の生成相（図中の白い矢印に示す）が、デンドライト境界を部分的に占めている。3.6 ks 保持した試料では、これらの生成相の形態変化は特に認められないが、デンドライト内に針状の析出物が認められる。3.6 Ms 保持した試料では、共晶状の生成相はかなり細くなり塊状の生成相は丸みを帯びている。実機材 (U2) では、共晶状の生成相は見られず、塊状の生成相がデンドライト境界上にネットワーク状に生成し、その中に新たな生成相が析出している。この新たな生成相は、EDX 分析の結果 Ni, Nb, Si で構成されていることがわかった。

各材料からの抽出残渣を X 線回折法により同定した結果、Fig. 9 に示すように、鋳放し材では NbC と M_7C_3 が検出された。EDX 分析結果と比較した結果、共晶状の生成相が NbC、塊状の生成相が M_7C_3 であると同定された。3.6 Ms 保持した試料では、NbC と $M_{23}C_6$ が検出され、塊状の生成相が $M_{23}C_6$ であると同定された。実機材 (U2) の抽出残渣からは、 $M_{23}C_6$ と Ni-Nb-Si の金属間化合物である η 相 (Nb_3Ni_2Si)⁴⁾ が検出され、塊状生成相は $M_{23}C_6$ であり、この中に生成した新たな生成相は η 相であることが判明した。EDX 分析並びに抽出残渣の X 線回折より得られた各時効材の生成相の同定結果を Table 2 に示す。

4.2 生成相量

Fig. 10 は時効に伴う生成相の面積率の変化を示した結果である。鋳放し材では、NbC の生成量は約 6% であるが、保持時間の増加と共に減少し、36 Ms 保持すると、その生成量はほぼ 0% になっている。また、鋳放し材では、 M_7C_3 の生成量は約 11% であるが、3.6 ks の保持で 0% となり、これに替わって、 $M_{23}C_6$ の生成量が約 10% となっている。 $M_{23}C_6$ の生成量は、さらに保持時間の増加にともない若干増加する傾向を示し、使用時間 247 Ms の実機材 (U2) では約 13% となっている。一方、36 Ms で η 相が析出し始め、実機材では、使用時間の増加にともない η 相の生成量は増加し、使用時間 247 Ms ではその値が 8% になっている。全

Fig. 10 Effect of aging time at 1323 K on the area fraction of microconstituents. **Fig. 11** Effect of aging time at 1323 K on the percentage of microconstituents at dendrite boundaries.

生成相量と比較すると、36 Ms までの保持では、NbC の生成量の減少にともない全生成相量は減少することがわかる。実機材では、 η 相の生成量の増加にともない全生成相量は増加し、使用時間 247 Ms の実機材ではその値は約 20% で最も高い値となっている。

4.3 生成相のデンドライト境界占有率

時効に伴い生成相量が多くなることにより、Fig. 11 に示すように、デンドライト境界上での生成相の占有率が増加する傾向が認められる。そして、使用時間 247 Ms の実機材 (U2) では、その割合はほぼ 90% 近くになることがわかる。

4.4 硬さ

測定荷重を245 mN とし、各時効処理材及び実機材の生成相があるデンドライト境界部ならびにデンドライト内の平均ビッカース硬さを測定した。その結果を Fig. 12 に示す。これより、デンドライト内の硬さは、時効時間に関係なく約 Hv 200 である。一方、デンドライト境界部の硬さは、保持時間3.6 Ms までは時効時間に関係なく約 Hv 320 であるが、36 Ms では約 Hv 500 となり、さらに U2 では、約 Hv 830 まで上昇している。

Fig. 12 Effect of aging time at 1323 K on the hardness of matrix and dendrite boundaries.

4.5 高温延性

Fig. 13 は鑄放し材 (AC1) 及び実機材 (U2) について、室温から1473 K の間の各温度で行った高温引張試験の結果を絞り率と試験温度との関係で整理したものである。1173 K 以上では実機材と鑄放し材との絞りの差は認められない。しかし、1073 K 以下では温度の低下にともない実機材の絞りは鑄放し材にくらべて低下し、773 K ではその差は約15%とかなり大きくなっている。また、773 K における U2 材の破面形態は Fig. 14 に示すように Fig. 7 に示した縦割れの破面形態に酷似していることより、773 K 以下における温度域において実機材の高温延性の顕著な低下がある。

Fig. 14 Fracture surface of used material (U2) fractured at 773 K by the elevated temperature tensile test.

Fig. 13 Effect of tensile temperature on the hot ductilities on heating of as cast and used materials by the elevated temperature tensile test.

Fig. 15 Effect of aging time at 1323 K on the hot ductilities at 773 K on heating by the elevated temperature tensile test.

り、これが溶接割れの発生に関与していると考え、その代表として各時効処理材及び実機材の773 Kでの高温急速引張試験結果を絞りとき効時間との関係で整理した。その結果をFig. 15に示す。これより、絞りは鋳放し材では約20%であったのが3.6 ksの保持により約10%まで低下しており、さらに360 ksの保持で15%まで回復した後、3.6 Msの保持でさらに約10%に低下している。実機材(U2)では、絞りはさらに低下し約5%になっている。

5. 母材の高温延性と溶接性

長時間の時効にともない母材の組織や高温延性が変化することがわかった。そこで、溶接割れの発生に母材の高温延性低下が関与しているかどうかを明らかにするため、Fig. 2に示した小型拘束割れ試験片を用い、母材の溶接割れ感受性を調べた。

Fig. 16は、ビード長20 mmとした場合の1323 Kで長時間時効した各母材の断面割れ率を示す。なお、割れは、管材での割れ試験と同様に、溶融境界線から0.5~1 mm離れたHAZに発生していた。これより、明らかに時効時間の増大と共に溶接割れ感受性が増加することがわかる。Fig. 17は、各時効材及び実機材(U2)についてビード長を20, 40, 60 mmと変化した溶接割れ試験片における割れ発生の有無を、773 Kでの絞りととの関係で示したものである。これより、ビード長が短くなるほど、言い換えれば、拘束度が厳しくなるほど、割れ発生の限界母材延性値が上昇し、母材の高温延性が、溶接割れ感受性に大きく影響を及ぼすことがわかる。

Fig. 16 Effect of aging time at 1323 K on the weld cracking susceptibility by the small sized U-groove restraint cracking test. (bead length: 20 mm).

Fig. 17 Effect of reduction of area at 773 K by the elevated temperature tensile test on weldability of aged materials at 1323 K by the small sized U-groove restraint cracking test.

6. 溶接割れ発生機構

溶接割れは、母材の高温延性低下により発生することが明らかとなった。そこで、母材の高温延性低下機構について検討を行った。

長時間時効に伴う生成相の形態 (Fig. 8), 生成相量 (Fig. 10), 生成相のデンドライト境界占有率 (Fig. 11), 硬さ変化 (Fig. 12) と高温延性の変化 (Fig. 15) とを比較した。Fig. 15において保持時間3.6 ksでは、硬さ変化がないにも拘わらず絞りが10%まで低下しているが、この理由は今のところ不明である。しかし、長時間に亘る生成相のデンドライト境界占有率の変化並びに η 相の析出と高温延性の変化をみれば、これらの間には関連性があるものと思われる。また、Fig. 18は、引張試験装置付きのSEM内で引張試験を行い、破断に至るまでのデンドライト粒内の変形量を測定した結果である。Fig. 11及び18の結果を考え合わせると、長時間時効に伴い生成相がデンドライト境界にネットワーク状に析出し、これによりデンドライト粒内の変形が拘束されるようになると解釈できる。さらに、Fig. 19に示すように、 η 相と $M_{23}C_6$ のマイクロピッカースによる圧痕試験によれば、 η 相のほうが $M_{23}C_6$ に比して割れやすいことから、 η 相のほうが割れ発生限界変形量が小さいといえる。Fig. 20はSEM内で引張破断した実機材(U2)の破断部近傍のミクロ組織を示しており、デンドライト境界上には η 相と $M_{23}C_6$ が見られるが、 η 相での割れ発生が多く認められる。

以上のことより、長時間使用された実機材の HAZ における溶接割れは、以下のような機構で発生すると考えられる。Fig. 21 は長時間使用に伴うデンドライト境界上の析出相の形態変化ならびに変形が加わった場合のすべり線の様子を模式的に示したものである。すなわち、デンドライト境界に析出した $M_{23}C_6$ のネットワーク化が不十分な使用初期の段階では、図に示すように粒状に見えるデンドライト粒の数個に亘って変形が起こり得る。ところが、長時間の使用により $M_{23}C_6$ ならびに η 相がネットワーク状にデンドライト境界を覆うとデンドライト粒内での変形はデンドライト境界の生成相で阻止され、応力が生成相に集中し延性の低い η 相にまず割れが発生し、延性の高いデンドライト内にそれることなく生成相内を選択的に伝播すると考

Fig. 18 Effect of aging time at 1323 K on the local deformation in matrix of dendrite by the elevated temperature tensile test inside of a SEM.

Fig. 19 Percentage of cracks at η -phase and $M_{23}C_6$ occurring at the vickers indent.

Fig. 20 Crack occurring at η -phase and $M_{23}C_6$ using the elevated temperature tensile test inside of a SEM. (material: U2 (247 Ms used)).

Fig. 21 Schematic illustration of the mechanism of weld cracking of long-term used HP heat-resistant cast steel.

えられる。

7. 結 言

本研究では、ナフサ分解用クラッキングチューブに使用される、Nb, Mo, W を添加した改良型 HP 系耐熱鋳鋼において、補修溶接時に発生する溶接割れのキャラクター化並びに溶接割れに及ぼす母材組織の影響、溶接割れ発生機構などの解明を目的とした。以下に得られた主な結果を要約する。

- (1) 鋳放し材と実機材 (247 Ms 間使用) との突合せ溶接割れ試験の結果、実機材の HAZ に延性低下割れが発生し、この割れはデンドライト境界に析出した生成相内を主として伝播していた。
- (2) 実機材と鋳放し材に対して 673 K ~ 1473 K の温度範囲で高温急速引張試験を行った結果、特に 773 K 以下の温度域において実機材の延性の顕著な低下がみられた。
- (3) 1323 K 時効処理材及び実機材を用いて 773 K における高温急速引張試験ならびに小型拘束割れ試験を行った結果、母材の高温延性が、溶接割れに大きく影響を及ぼすことが明らかとなった。
- (4) 1323 K 時効処理材の生成相の同定及びその形態変化を調べた結果、鋳放し材で見られた共晶状の生成相 NbC と塊状の生成相 M_7C_3 は、時効時間にともない M_7C_3 が $M_{23}C_6$ に変化し、共晶状の NbC は新たな生成相である η 相 (Nb_3Ni_2Si) へと変化した。同時にこれらの生成相

はデンドライト境界にネットワーク状に生成した。

- (5) 実機材の溶接割れは、デンドライト境界をネットワーク状に覆った生成相によりデンドライト粒の変形が拘束され、デンドライト粒内の変形能が低下し、特に割れやすい η 相から割れが発生し、さらに $M_{23}C_6$ を伝播することにより起こると考えられた。

謝 辞

本研究を遂行するにあたり、実験に協力していただいた大阪大学工学部学生 (当時) 中原敬林および望月暁久両君に謝意を申し上げる。

参 考 文 献

- 1) 中尾嘉邦, 大重広明, 古賀信次, 西原久尅, 杉谷純一: “24Cr-24Ni-1.5Nb 系鉄基合金の溶接割れの解析”, 溶接学会誌, 51 (1982) 1, 64-69.
- 2) 中尾嘉邦, 大重広明, 古賀信次, 西原久尅, 杉谷純一: “24Cr-24Ni-1.5Nb 系鉄基合金の液化割れ感受性に及ぼす Nb/C の影響”, 溶接学会誌, 51 (1982) 12, 21-27.
- 3) B. WEISS, G.E. GROTKER and R. STICKLER: “Physical Metallurgy of Hot Ductility Testing”, Weld. J., 49 (1970) 10, 471s-487s.
- 4) E.I. Gladyshevskii, Yu. B. Kuz'ma and P.I. Kripyakevich: “THE CRYSTAL STRUCTURES OF Mn_3Ni_2Si , V_3Ni_2Si , Nb_3Ni_2Si AND RELATED Cr AND Ta COMPOUNDS”, Zhurnal Strukturnoi Khimii., 4 (1963) 3, 372-379.