

論 文

Nb, Mo含有フェライト系ステンレス鋼の靱性に及ぼす時効条件の影響

富田 壮郎* 奥 学**

Effect of Aging Condition on Toughness of Containing Nb and Mo Ferritic Stainless Steels

Takeo Tomita, Manabu Oku

Synopsis:

The effect of aging on toughness of ferritic stainless steels containing Nb and Mo was investigated to study an appropriate heat treatment for mass production. The main results obtained were as follows ;

- (1) Toughness of these steels decreased with increasing aging time, however, exhibited nearly minimum for long aging time range.
- (2) It was confirmed that precipitates in the aged specimens were Laves phase (Fe_2Nb), M_6X and MX carbonitride. These precipitates reduced the Charpy impact value as the initiation of the brittle fracture.
- (3) It is clear that precipitations and grain growth results in lowering toughness of these steels. With these results, it was suggested that a high-frequency heating, which had capability of rapid cooling rate, gave the tubes of these steels good toughness and ductility.

1. 緒 言

自動車排ガス経路部材は、1980年代前半まで上流の耐熱部材に球状黒鉛鑄鉄が、下流の耐食部材にアルミめっき鋼板が主に使用されてきた。しかし、排ガス規制の強化にともなって、排ガス温度が上昇した結果、耐熱性および耐食性に優れたステンレス鋼が使用されるようになった¹⁾。現在、エキゾーストマニホールドに代表される排ガス経路上流部材には、熱疲労特性や耐スケール剥離性といった耐熱性が要求されるため、加工の難しい部品を除き、NbやMoを添加したフェライト系ステンレス鋼が使用されている^{2)~8)}。当社では、これらのニーズに対応すべく、NSSHR-1 (14Cr-1.1Mn-0.9Si-0.4Nb)⁹⁾、NSSEM-2 (18.5Cr-1.0Mn-2.0Mo-0.4Nb)¹⁰⁾、NSSEM-3 (18.5Cr-1.0Mn-2.0Mo-0.65Nb)¹¹⁾といった高耐熱性フェライト系ステンレス鋼を業界に先駆け開発、実用化してきた。

これらの鋼は、いずれもNbとMoを単独または複合添加している。NbやMoは高温強度を著しく改善する反面、加工性や低温靱性を低下させることが知られている^{12)~14)}。とくに靱性は、高温強度と同様に自動車の高温の排ガスにより材料が600~900℃で長時間加熱されると特性が変化することが予想されるものの、靱性におよぼす加熱条件の影響について詳細に検討された例は少ない⁶⁾。一方、排ガス上流部材であるエキゾーストマニホールドは、プレスした板、または成形した管を溶接し製造される。特に管は複雑な形状に加工されることが多いため、管製造工程において高周波造管後に軟質化のための焼鈍を施されることが多く、素管を加工する際の割れ発生を極力抑えるため、製造工程での焼鈍を適正化し、耐熱性と成形性、低温靱性を両立させた鋼板および鋼管が要望されている。

本報告では、まず、実環境を想定した600~900℃の加熱を行い、靱性低下要因を明確化することを目的とした。また、この知見をもとに、フェライト系ステンレス鋼の高成形化、高靱性化の要望に対し、既開発鋼の焼鈍

*技術研究所 ステンレス・高合金研究部 材料第三研究チーム

**技術研究所 ステンレス・高合金研究部 材料第三研究チーム チームリーダー

条件を検討した。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材の化学成分をTable 1に示す。供試材は、NSSHR-1およびNSSEM-3であり、排ガス経路上流部材として使用されているフェライト系ステンレス鋼である。板厚2.0mmの冷延焼鈍板および、これを用いて作製した外径38.1mmの高周波電縫管に、実環境の温度域である600~900℃

Table 1 Chemical compositions (mass%)

Steel	C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	N
NSSHR-1	0.01	0.9	1.1	14.0	—	0.45	0.01
NSSEM-3	0.01	0.3	1.0	18.3	2.05	0.65	0.01

で最長5000hの時効処理を施し、各種試験に供した。

2.2 実験方法

本実験では、板の靱性評価はシャルピー衝撃試験により行い、高周波電縫管の靱性評価は偏平試験により行った。シャルピー衝撃試験は、試験片をJIS Z2202の4号試験片(Vノッチ)に準拠して作製し、JIS Z2242のシャルピー衝撃試験方法にて行った。試験機には、49Jシャルピー衝撃試験機を用い、試験温度は0℃とした。また、高周波電縫管の偏平試験は、JISG3459に規定される偏平試験に準じて行い、室温~-75℃で密着までアムスラー型試験機を用いて偏平に圧縮変形させ、破壊形態から遷移温度を判定した。

時効材の析出物同定のため、析出物の残渣を抽出した。残渣の抽出には、10%のアセチルアセトン+1%のテトラメチルアンモニウムクロライド+メチルアルコールの混合液を用いて、飽和甘汞基準電極に対し-100~300mV; SCEの電位で電解抽出した。抽出した残渣を0.2μmのミクロポアフィルターにてろ過捕集し、その重量と全溶解重量の比から析出量(mass%)を算出した。また、X線回折装置により構造解析、ICP発光分光分析法により析出物の化学成分の定量分析を行った。

3. 実験結果

3.1 実環境相当熱処理材の特性

3.1.1 衝撃値に及ぼす時効条件の影響

Fig. 1にNSSHR-1の600, 700および900℃時効後における0℃のシャルピー衝撃値に及ぼす時効時間の影響を示す。これらの時効温度では、時間とともにシャルピー衝撃値は低下し、600℃では1000h以上、700℃では10h以上、900℃では1h以上で衝撃値はほぼ一定となる。また、時効温度が高いほど衝撃値が一定になるまでの時間が短く、冷延焼鈍板からの衝撃値の低下量が小さい。とくに、900℃では100h時効後においても、100J/cm²程度の衝撃値を維持している。

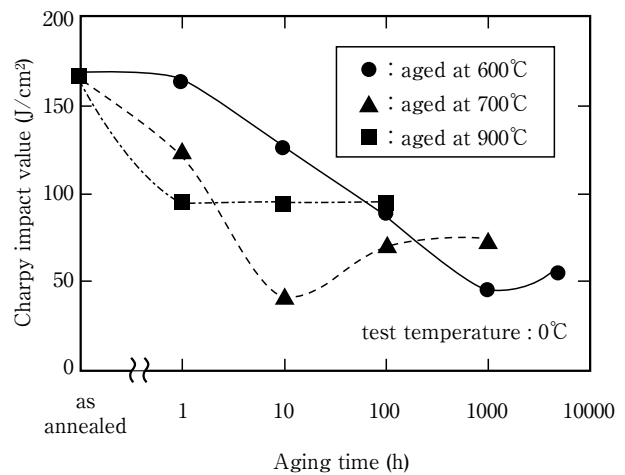


Fig. 1 Effect of aging time on charpy impact value at 0°C of NSSHR-1.

3.1.2 硬さに及ぼす時効条件の影響

Fig. 2にNSSHR-1の時効後の硬さ測定結果を示す。各温度とも、時効により硬さに変化が見られ、600および

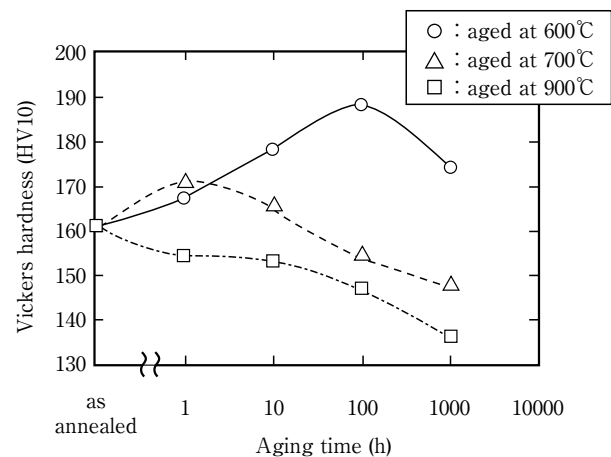


Fig. 2 Effect of aging time on Vickers hardness of NSSHR-1.

700℃では硬さは一旦上昇し最大値に達した後に低下する。600℃では100h, 700℃では1hで最大値を示す。一方, 900℃では1hの時効から硬さは減少し, 他の温度と同様に, 長時間時効によりさらに硬さは低下している。硬さの挙動をFig.1の衝撃値の変化と比較すると, 時効時間の増大により, 硬さが最大値を示した後に低下し始める時間, すなわち, 600℃では1000h, 700℃では10h, 900℃では1hで衝撃値は最も低い値を示す。700および900℃では, 衝撃値が最低値を示した後は, 時効時間により硬さは単調に低下する。

3.1.3 析出挙動に及ぼす時効条件の影響

Fig.3に冷延焼鈍板および各温度で1000h時効後の析出物観察結果を示す。冷延焼鈍板では数 μm 程度の析出物が点在しており, 微細な析出物は観察されなかった。一方, 600および700℃で1000h時効した場合においては, 冷延焼鈍板よりも多量の析出物が生成している。時効温度が900℃では, 析出物の数は冷延焼鈍板と比較

して顕著な差は認められないが, 粒径がやや粗大である。

以上の結果から, NSSHR-1を600~900℃に長時間加熱すると低温韌性が低下すること, 加熱温度により低下挙動が異なることが明らかとなった。また, 低温韌性の低下は, 硬さや析出挙動の影響を受けることが示唆された。韌性に及ぼす析出物の影響については後の考察に詳述する。

3.2 焼鈍管製造時の適正焼鈍条件

前述したとおり, 素材の韌性低下には, 析出物の生成が関与していることが示唆された。冷延焼鈍板および焼鈍管の製造においても, 素材の韌性低下や高温強度低下を回避するために焼鈍時に析出物生成を抑制することが重要となる。以下にNSSHR-1と同様に自動車排ガス上流経路部材として使用されているNSSEM-3の適正焼鈍条件を述べる。

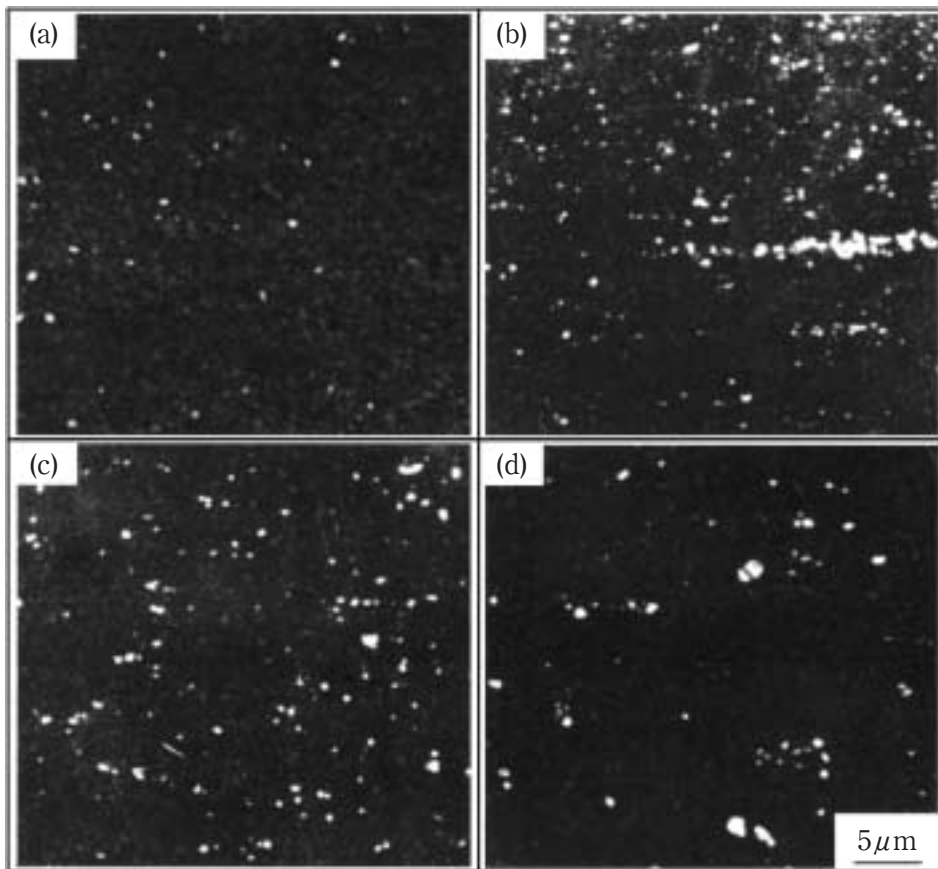


Fig.3 Scanning electron micrographs of precipitates at cross section of NSSHR-1 annealed and aged.

- (a) as annealed (b) aged at 600℃ for 1000h
(c) aged at 700℃ for 1000h (d) aged at 900℃ for 1000h

Fig. 4 にNSSEM-3の管を熱処理した後の金属組織および析出物観察結果を示す。ここでは、均熱時間を0.5hとしている。980℃焼鈍材では、結晶粒は造管まま材と大きな差は認められず整粒であるが、析出物が多量に生

粒の粗大化が認められる。

Fig. 5 は、NSSEM-3の管の伸びおよび偏平試験での延性脆性遷移温度（以下、DBTTと記す）に及ぼす焼鈍温度の影響を示す。焼鈍温度が980℃では、造管時のひ

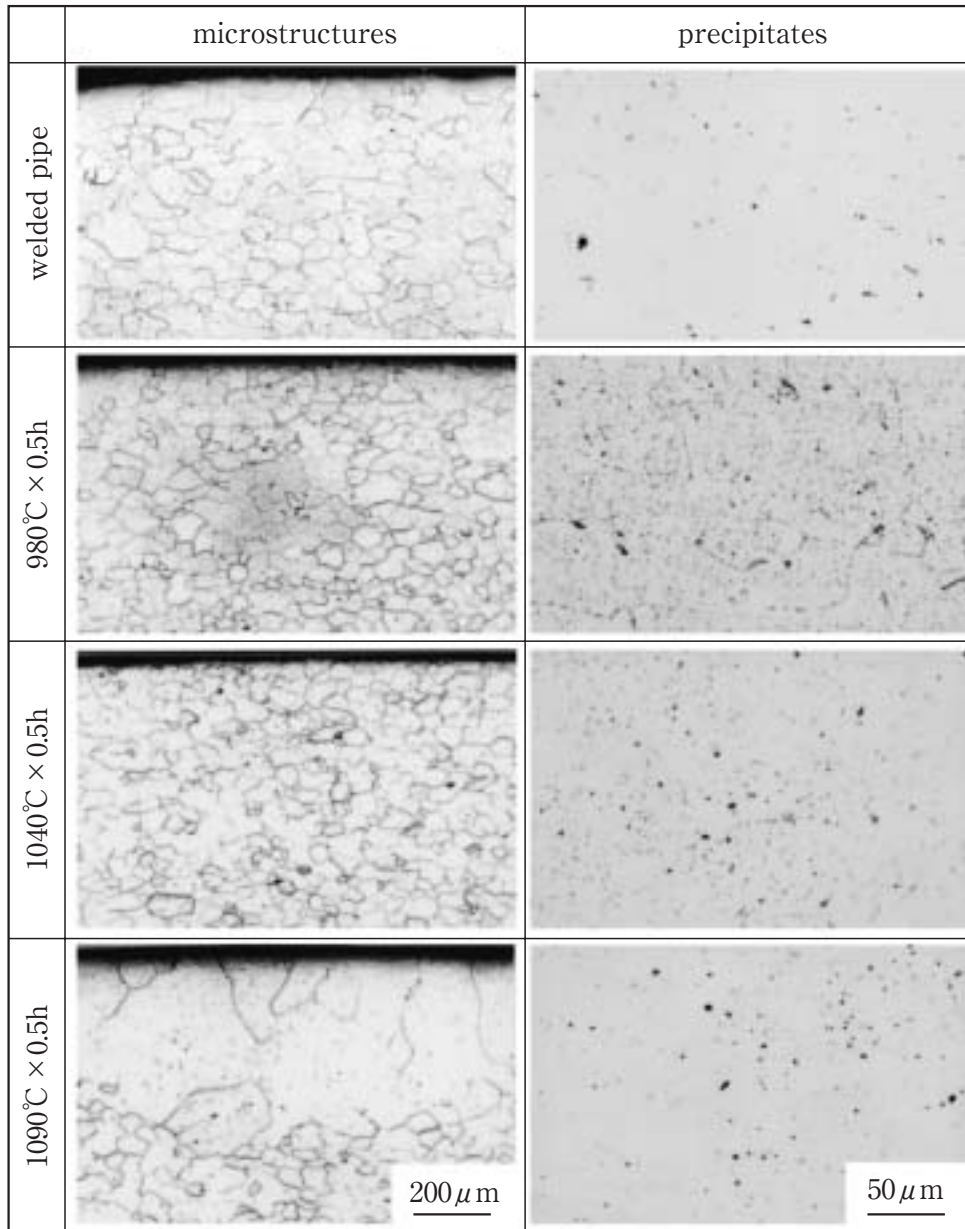


Fig. 4 Optical Microstructures of NSSEM-3 welded pipe and annealed at 980, 1040 and 1090℃ for 0.5h.

成している。1040℃焼鈍材では、結晶粒径は980℃焼鈍材と同等であるものの、析出物の量は980℃焼鈍材よりも少ない。1090℃焼鈍材では析出物は非常に少なく、冷延焼鈍板と同程度であるものの、表層部において結晶

ずみが除去されないため、伸びが低く、また、Nb系析出物が焼鈍時に生成されるためDBTTが高い。一方、焼鈍温度が1010℃以上になると、伸びが向上し、DBTTは低下するが、約1050℃以上の焼鈍温度においては、

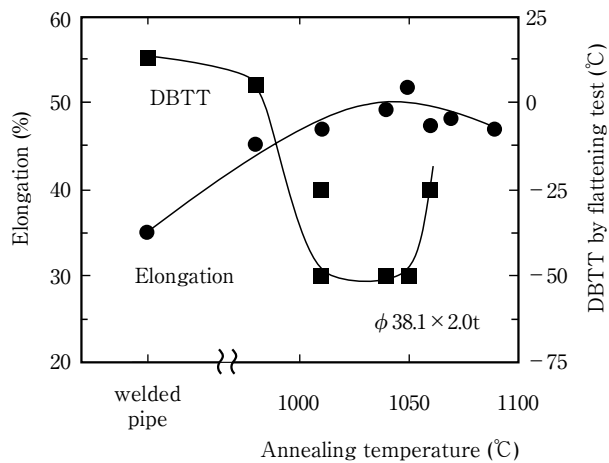


Fig. 5 Effect of annealing temperature on elongation and DBTT of NSSEM-3 pipe.

伸びは低下し、DBTTは上昇する。この理由は、Fig. 4で示したように、焼鈍温度が高くなることにより、結晶粒が粗大化したためといえる。

Fig. 4 および Fig. 5 の実験室検討結果をもとに、実ラインにてNSSEM-3製高周波電縫管の焼鈍を実施した。Fig. 6 に造管まま材、1020°Cでの大気炉加熱-急冷材、1100°Cでの高周波加熱-急冷材の造管ビード部近傍における周方向断面の金属組織および析出物観察結果を示す。Fig. 6 (a)の造管まま材では、析出物の生成は非常に少ないものの、図中に併記した溶接部の硬さが冷延焼鈍板(約180HV5)よりも高いことから、高周波造管時のひずみが残存していると考えられる。Fig. 6 (b)の大気炉加熱-急冷材は、造管まま材に硬さは低下していることから、溶接部のひずみは除去されていると考えられるが、写真中の析出物分布状態に示すように析出物が認められる。一方、Fig. 6 (c)の高周波加熱-急冷材には、溶接部のひずみ、結晶粒の粗大化および析出物の生成いずれも認められない。Fig. 4 では1090°Cで表層部に粗粒化が認められたが、高周波加熱-急冷材では均熱時間が短いため、粗粒化は生じていない。このように焼鈍温度または冷却速度によっては、析出物の生成を抑制することが困難となり、靱性の低下をきた

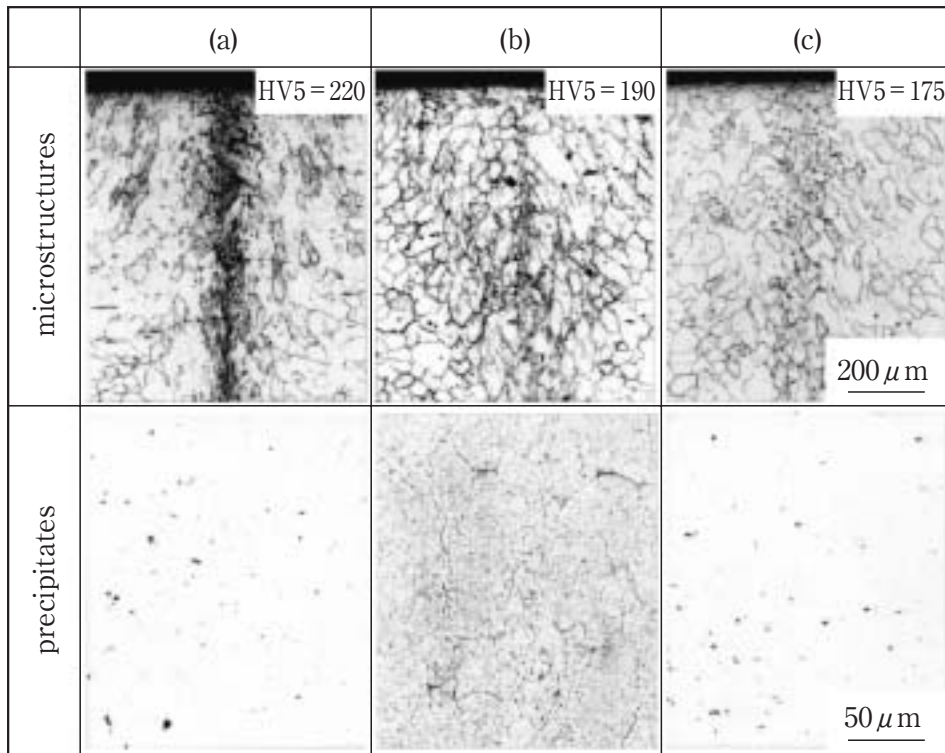


Fig. 6 Optical microstructures of NSSEM-3 welded pipe and after annealing at various conditions.

- (a) welded pipe
- (b) Furnace heated at 1020°C
- (c) Induction heated at 1100°C

す恐れがある。Table 2 に各焼鈍管の室温での引張試験結果および偏平試験でのDBTTを示す。高周波による加熱は大気炉での加熱に比べて、軟質化され、常温伸び、靱性ともに優れており、管の特性を最大限向上することができる焼鈍方法といえる。これは、高周波による急速加熱、急速冷却が、造管時のひずみを除去するとともに、結晶粒の粗大化と析出物生成を抑制するためと考えられる。

Table 2 Mechanical properties of NSSEM-3 pipes (ϕ 38.1mm \times 2.0mmt)

condition	temperature of Annealing	Tensile test			Flattening test
		0.2% Proof stress (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	DBTT (°C)
welded pipe	—	580	610	40	0
furnace heated	1020°C	400	550	45	-50
induction heated	1100°C	410	530	50	-75
(plate)	(1100°C)	345	520	32	—

4. 考察

4.1 低温靱性に及ぼす析出物の影響

フェライト系ステンレス鋼の低温靱性に及ぼす諸因子の影響については、多くの検討がされており、大別すると、結晶粒径、合金元素の添加量および析出形態に分けられる。析出形態の影響について、福田らは、Fe-30Cr-Ti合金におけるDBTTは、添加したC, N量よりも、析出した炭化物、窒化物の体積含有率に依存すること¹⁵⁾、DBTTはTi炭化物が析出することで上昇し、均一に結晶粒に析出するよりも粒界に析出した方が上昇すること¹⁶⁾、粒界析出型では炭化物より窒化物の方が上昇し、粒内析出型では粗大析出物が上昇させるのに対し、微細析出物は上昇させない¹⁷⁾ことを報告している。この他にも、析出物がフェライト系ステンレス鋼の低温靱性を低下させることは、種々報告されており、 σ 相¹⁸⁾、Ti炭窒化物¹⁹⁾、Nb, Ti系析出物²⁰⁾は、いずれも生成することにより低温靱性を低下させることが知られている。

今回の時効条件である、600~900°Cの温度範囲および1000hまでの時間では結晶粒径は冷延焼鈍板と大きな差はなく、同一成分のサンプルを用いた場合には、合金元素の添加量が靱性に及ぼす影響は無視し得ることから、時効材の衝撃値の低下は主に、析出挙動に依存するといえる。そこで、各時効材の析出物の定量および定性分析を行った。

Fig. 7 にNSSHR-1の析出量におよぼす時効時間の影響を示す。冷延焼鈍板には0.3mass%程度の析出が認められる。600および700°C時効材では時効時間とともに析出量は増加し、約1.2mass%で飽和している。900°Cにおいては、1hで約0.6mass%析出した後、1000h経過後も析出量に変化は認められない。Fig. 1 で示したように、衝撃値が最小となる時間は、600, 700および900°Cでそれぞれ、1000, 10および1hであり、衝撃値が最小となる時効時間と析出量が飽和する時効時間は合致している。また、Fig. 1 で900°C時効材のみ衝撃値の最低値が100J/cm²であり、600および700°C時効材の50J/cm²よりも高い値を示したが、これは、時効温度が高く、析出物の生成量が0.6mass%と他の時効材よりも少ないためと考えられる。

Fig. 8 には、シャルピー衝撃値に及ぼす析出物の影響を示す。析出量が多いほど、衝撃値は低い傾向にあり、靱性の低下は時効温度によらず、析出物量で整理できることがわかる。靱性の低下には析出物の形態（大きさや面積率）も関与するとの報告があり^{12, 13)}、析出形態についても詳細な検討が必要である。例えば、Fig. 1 の700°C, 10h時効材と100h時効材および600°C, 1000h時効材と5000h時効材をそれぞれ比較すると、シャルピー衝撃値は前者の方が後者よりも低い、Fig. 7 で示した

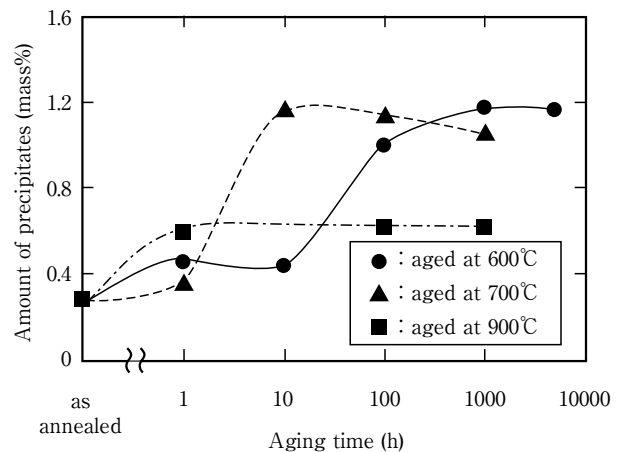


Fig. 7 Effect of aging time on amount of precipitates of NSSHR-1.

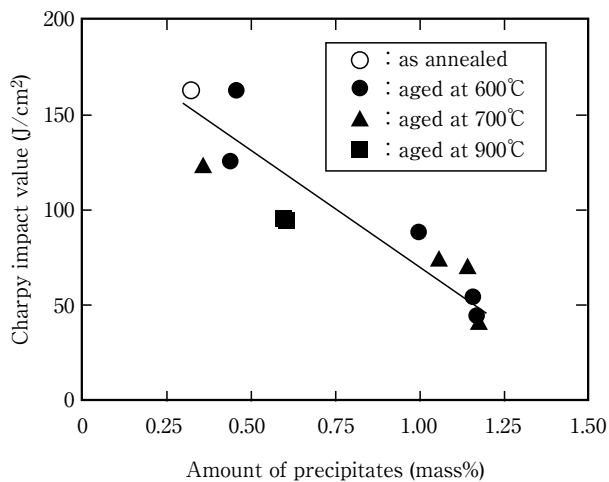


Fig. 8 Effect of amount of precipitates on charpy impact value of NSSHR-1.

析出量にはほとんど差は認められない。前者と後者の10~30J/cm²の衝撃値の差は析出形態に依存しており、長時間時効されると析出物は粗大化することを考慮すると、析出量が同じでも、析出物が粗大化した方が高靱性を示すことが示唆される。しかし、Fig. 8で示した析出物が存在しない焼鈍材と時効材の衝撃値の差は最大で約100J/cm²と析出形態による差よりも著しく大きいため、今回実験した範囲では、靱性は析出量に強く依存するといえる。

Fig. 9には、600°C時効材における析出物の種類の変化を示す。なお、析出物の種類は、NSSHR-1では冷延

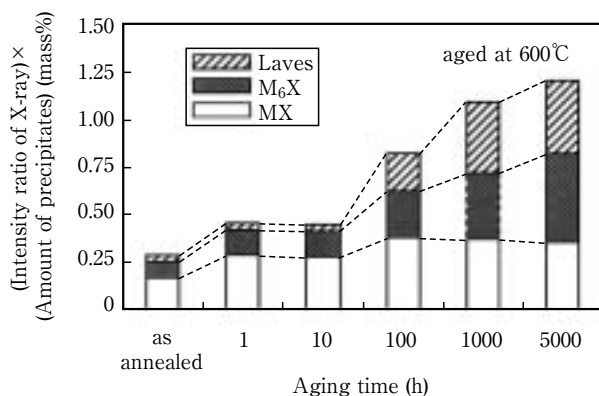


Fig. 9 Change in the amount of various precipitates of NSSHR-1 after aging at 600°C.

焼鈍材および時効材のいずれも、MX型炭窒化物、M₆X型炭窒化物およびLaves相（金属間化合物）からなる。

量比を簡易的に把握するために、それぞれの最大回折ピークを示す面、すなわちLaves相 (Fe₂Nb, hcp) は(112)、M₆X (Fe₃Nb₃C, fcc) は(511)、MX (NbC, fcc) は(111)の回折強度を求め、これらの比と析出物量の積として表示している。

焼鈍材ではMX型の析出物が主体である。10hまでの時効では、MX型およびM₆X型炭窒化物が若干増加する。100h以上では、いずれの析出量も増加し、さらに、100hから1000hにかけて、M₆X型炭窒化物およびLaves相の析出量が増加する。以上の結果から、600°Cにおける10h加熱程度での衝撃値の低下 (Fig. 1より40J/cm²程度の低下) は、MX型炭窒化物およびM₆X型炭窒化物によるものであり、一方、100h以上の長時間時効の衝撃値の低下 (10h時効材に対し60J/cm²程度の低下) は、M₆X型炭窒化物およびLaves相の析出物に起因するものといえる。しかし、Fig. 8に示したように、衝撃値は析出物量で整理できることから、今回の検討では、特定の析出物のみが靱性を低下させるのではなく、いずれの析出物によっても低下すると考えられる。

Fig. 10は、Fig. 9に示した析出物のICPによる化学分析結果である。冷延焼鈍材は、析出物の大部分がNbであり、一部Feが存在しているが、CrおよびSiは析出物中にはほとんど存在しない。Fig. 9の結果と同様、時効時間10hまでは析出物の組成に大きな変化はない。100h以上の時効時間になると、FeおよびNbが増加している。Fig. 9で述べたように、100h以上の時効条件では、M₆X型炭窒化物およびLaves相が増加していることから、これらの析出物の増加に対応して、FeおよびNbが増加していること分かる。

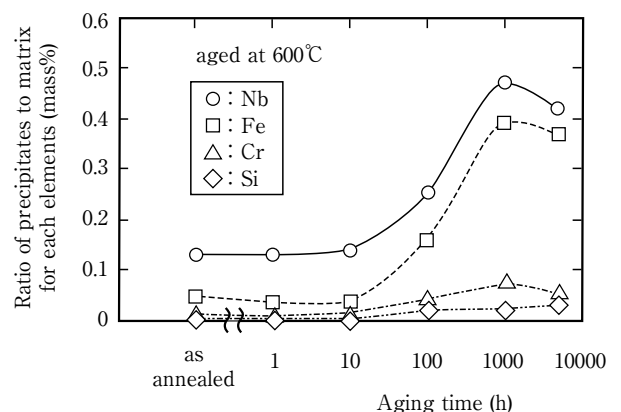


Fig. 10 Change in the ratio of precipitates to matrix for each elements of NSSHR-1 after aging at 600°C.

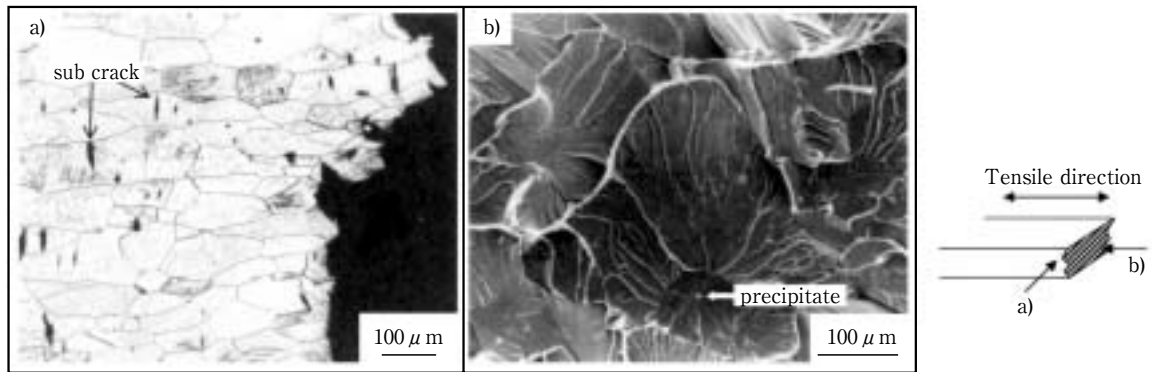


Fig.11 Optical microstructure and SEM image of NSSEM-3 tensile tested at -60°C after aging at 1000°C for 0.5h.
(a) cross section (b) fractured surface

以上より、時効による靱性低下は、析出物の組成や構成比よりも析出物の生成量の影響が大きいと考えられる。このことから、素材の靱性を確保するためには、析

出物の生成を抑制することが重要であるといえる。

4.2 脆性破壊の起点および進展に及ぼす析出物の影響

Fig.11には、起点および進展が粒内、粒界いずれかを特定するために、NSSEM-3の管を -60°C で引張試験した後の破断部の断面および破面を観察した結果を示す。Fig.11(a)の断面観察から主亀裂は粒内を伝播していることが分かる。また、写真中に矢印で示すように、破断部近傍には、いくつかのサブクラックが認められ、開口量の大きい部分を起点と考えると、これらのサブクラックは粒内から発生していると推察される。一方、Fig.11(b)に示す破面は、典型的なへき開破面を呈しており、写真中には矢印で示すような析出物が認められるが、起点と思われる箇所は複数あり、特定は困難であった。

そこで、まず起点を明確化するために、NSSEM-3を 1000°C で0.5h加熱した後、 -196°C で強制的に脆性破壊させ、その時の亀裂部をTEM観察した。結果をFig.12に示す。亀裂の幅は $0.3\sim 0.4\mu\text{m}$ であり、析出物(Laves相、幅は $0.2\sim 0.3\mu\text{m}$)を分断するか母相との界面に沿って発生しているものの、起点の特定には至らなかった。しかし、亀裂は析出物を分断するか母相との界面に沿って発生しており、低温靱性に及ぼす析出物の影響は、析出物そのものの亀裂や、析出物と母相の界面に導入された微小クラックが切欠きとなり、脆性破壊の起点として作用する、すなわち、脆性破壊応力の低下として作用すると推察される。さらに、析出量が一定の場合、析出物の数が多く微細に分散しているほど降伏応力が上昇するためDBTTは上昇すると考えられる。なお、前述したFig.1における長時間時効での靱性回復(700°C , 10h時効材と100h時効材および 600°C , 1000h時効材と5000h時効材では、いずれも後者の方が衝撃値が高い)は、析出物が凝集、粗大化した結果と考えられるため、起点が減

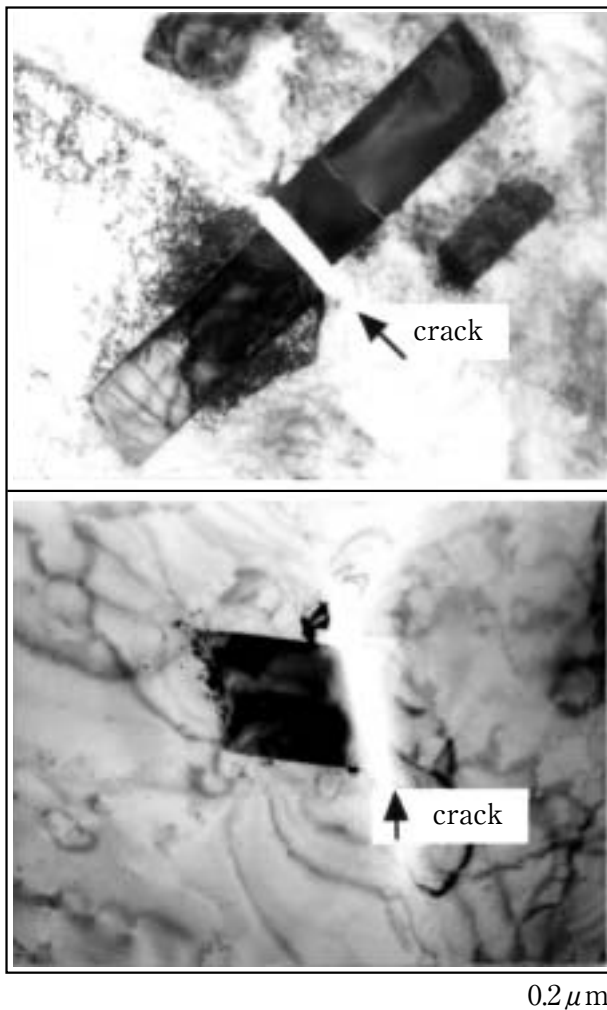


Fig.12 TEM images of NSSEM-3 fractured at -196°C after heating at 1000°C for 0.5h.

少することによる脆性破壊応力の上昇と、析出強化が消失することによる降伏応力の低下のいずれかまたは両方に起因すると推察される。

次に、亀裂の進展面を確認するために、Fig.11(b)の破面において起点と思われる箇所の面方位をマイクロファセット法²¹⁾で求めた。結果をFig.13に示す。bcc構造のへき開面とされる(100)²²⁾を伝播する亀裂の数が最も多かった。また、bcc構造のすべり面または双晶面に相当する(211)や(110)でも数は少ないが亀裂の伝播が確認された。Fig.13と同様の伝播面調査を焼鈍材でも実施したが、Fig.13と顕著な差は認められず、亀裂の伝播面に及ぼす析出物の影響は、明確にできなかった。このことから、伝播する面への析出物の生成量の影響は小さいと考えられる。

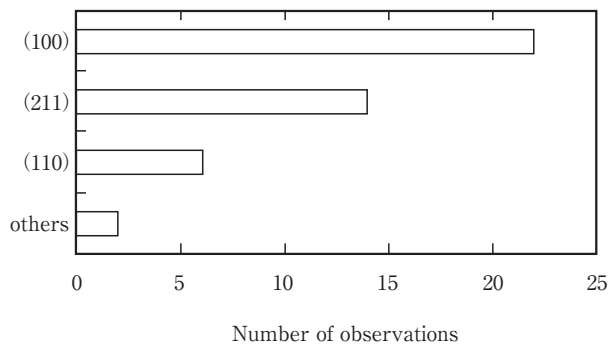


Fig.13 Direction of crack propagation of NSSEM-3 tensile tested at -60°C after aging at 1000°C for 0.5h.

以上の結果から、時効材の低温靱性が低下するのは、析出物が脆性破壊の起点となることが主因であり、脆性破壊の起点となる析出物の量が多いほど、靱性が低くなると考えられる。しかし、析出物の数のみで整理できない点、例えば、 600°C 時効材の1hと10hで析出量に差がないのに靱性に差がある点や、 900°C 時効材の1hと100hで析出物の凝集、粗大化が起こっていると推察されるのに靱性が回復しない点、などについては析出物の種類や析出位置を考慮する必要がある、今後の検討を要する。

5. 結 言

自動車排ガス材経路上流部材として使用されているNSSHR-1およびNSSEM-3を用い、実環境下での使用を想定した条件での靱性低下要因を明確化し、高成形性、高靱性化に対応できる適正な焼鈍条件を検討した。以下にその結果を要約する。

- (1) $600\sim 900^{\circ}\text{C}$ で時効後の靱性は、時効時間とともに低下し、最小となる時間を有する。衝撃値の低下挙動は、析出量の増加挙動と比較的によく一致しており、析出量が多いほど、衝撃値は低い傾向にある。
- (2) 時効により生成する析出物は、Laves相、 M_6X 型炭窒化物およびMX型炭窒化物であり、いずれも脆性破壊の起点となり、衝撃値を低下させる。
- (3) 管の焼鈍時には、析出物の生成を抑制するために、析出温度域での焼鈍を避け、焼鈍後の冷却をできるだけ早くすることが重要である。

参考文献

- 1) 石川秀雄：第152, 153回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, (1994), 253.
- 2) N. Fujita, K. Ohmura, M. Kikuchi, T. Suzuki, S. Funaki and I. Hiroshige : Scripta Materialia, 35 (1996), 26.
- 3) A.Gibson : SAE Paper, No.962331 (1996)
- 4) 田中淳夫：ステンレス, 42-8 (1998), 21.
- 5) 諸石大司, 富士川尚男, 樽谷芳男：材料, 49 (1998), 1171.
- 6) 石井和秀, 宮崎淳, 佐藤進：川崎製鉄技報, 30 (1998), 123.
- 7) 菊池正夫：日本金属学会シンポジウム (自動車用材料の高温特性研究の最先端), 日本金属学会編, (2001), 1.
- 8) 泉章：特殊鋼, 50-10 (2001), 23.
- 9) 奥 学, 中村定幸, 平松直人, 植松美博：日新製鋼技報, No.74 (1996), 26.
- 10) 奥 学, 中村定幸, 植松美博：日新製鋼技報, No.71 (1995), 65.
- 11) 奥 学, 藤村佳幸, 中村定幸, 伊東健次郎, 名越敏郎, 植松美博：日新製鋼技報, No.80 (2000), 32.
- 12) R. A. LULA, editor ; TOUGHNESS OF FERRITIC STAINLESS STEELS, ASTM-STP706, (1980)
- 13) 鋼の強靱性, 日本鉄鋼協会, 日本金属学会編, Climax Molybdenum Development Company, (1972), 1.
- 14) 富田社郎, 奥学：CAMP-ISIJ, 17 (2004), 1317
- 15) 福田正, 形浦安治, 音谷登平：日本金属学会誌, 54 (1990), 93.
- 16) 福田正：日本金属学会誌, 67 (2003), 165.
- 17) 福田正, 形浦安治, 音谷登平：日本金属学会誌, 54 (1995), 437.
- 18) R. N. Wright ; TOUGHNESS OF FERRITIC STAINLESS STEELS, ASTM-STP706, (1980), 2.
- 19) J. F. Grubb, R. N. Wright and P. Farrar, Jr. ; TOUGHNESS OF FERRITIC STAINLESS STEELS, ASTM-STP706, (1980), 56.
- 20) J. D. Redmond ; TOUGHNESS OF FERRITIC STAINLESS STEELS, ASTM-STP706, (1980), 123.
- 21) 植松美博, 星野和夫, 牧正志, 田村今男：鉄と鋼, 70 (1984), 2152.
- 22) 寺崎富久長：日本金属学会会報, 9 (1970), 147.