

Fe-Cr-Ni合金の照射組織，組成変化に及ぼすニオブ添加効果

渡辺，英雄
九州大学大学院総合理工学研究科：博士課程

高橋，伸幸

宮本，好雄

室賀，健夫
九州大学応用力学研究所：助教授

他

<https://doi.org/10.15017/4744005>

出版情報：応用力学研究所所報．78，pp.185-202，1995-10．九州大学応用力学研究所
バージョン：
権利関係：



Fe-Cr-Ni 合金の照射組織, 組成変化に及ぼすニオブ添加効果

渡 辺 英 雄^a 高 橋 伸 幸^b
宮 本 好 雄^c 室 賀 健 夫^d
吉 田 直 亮^e

概 要

Fe-Cr-Ni 系オーステナイトステンレス鋼にニオブを添加した合金を用いて、超高圧電子顕微鏡 (HVEM) による電子線照射を行い、内部の組織、組成変化に及ぼすニオブ添加効果を明らかにした。その結果、ニオブ単独添加は格子間原子型転位ループの核形成にはほとんど影響を与えず、格子間原子の移動エネルギーも非添加材と等しい値 (0.9 eV) が得られた。一方、空孔型転位ループの数密度はニオブ添加により減少し、ボイドスエリングの最大温度領域も高温側に移動した。また、粒界近傍における Cr の偏析も Nb 添加により著しく抑圧された。これらの効果はサイズ効果に起因する空孔とニオブとの相互作用で説明された。また、実用オーステナイト鋼を用いて照射によるニオブ添加量と溶体化処理温度との関係を明らかにした結果、内部組織の変化は熱処理温度の違いに起因する炭化物の形成及びその微細化と密接な関係があることが示された。

1. 序 論

オーステナイトステンレス鋼に各種の元素を添加すると点欠陥の動的挙動が変化することが知られている。ニオブ(Nb)はオーステナイトステンレス鋼中でオーバーサイズの原子¹⁾であることから、Nbが空孔と相互作用(結合)する事によって照射下での内部組織の発達、特にボイドの核形成及び成長過程に大きく影響すると考えられる。また、軽水炉や核融合炉環境で特に問題となる現象として、照射誘起の応力腐食割れ(IASCC)があるが、この原因の一つとして照射誘起偏析による粒界上でのCr濃度の減少があげられている。このIASCCの抑制にはオーバーサイズ元素の添加が有効であると考えられてい

^a 九州大学助教授, 応用力学研究所

^b 九州大学総合理工学研究科修士課程(現 大光炉材株式会社)

^c 九州大学技官, 応用力学研究所

^d 九州大学助教授, 応用力学研究所(現 文部省核融合科学研究所)

^e 九州大学教授, 応用力学研究所

る。従って、本研究ではFe-Cr-Ni系のオーステナイトステンレス鋼にNbを単独添加したモデル合金を作製し、Nbと点欠陥との基礎的な動的挙動を明らかにすることによってオーステナイトステンレス鋼で問題となる現象の解明を目的とする。

一方、実用鋼ではオーステナイト系ステンレス鋼にNbを添加すると、結晶粒の成長が促進され、これを抑制するために低い温度で溶体化処理を行うことが必要である。しかし、Nb (Ti) Cのマトリックスの均一分散のためには熱処理温度を上げる必要がある。従って、本研究では実用オーステナイトステンレス鋼で、Nb添加量と溶体化処理温度の違いが、照射損傷組織においてどのような影響を与えるかを明らかにし、モデル合金において導出されたNb添加効果が実用オーステナイトステンレス鋼ではどう影響を与えるかを明らかにした。

2. 実験方法

モデル合金の作製は、母材料として高純度 (99.99 %) のFe, Cr, Ni, Nbを用いた。これらを乾燥水素雰囲気中でアルミナ坩堝を用いて溶解し、Fe-16 wt % Cr-17 wt % Ni及びこれに0.025, 0.1 wt %のNbを単独添加した3種類のモデル合金を作製した。次に、この合金を約0.1 mmの厚さまで圧延し、3 mmφの円盤状に打ち抜いた。その後、1323 Kで30分間の溶体化処理を真空中で行ない電顕試料とした。

Nb添加実用オーステナイトステンレス鋼 (Nb 1, Nb 2) の化学組成の分析結果を表1に、また、各試料の溶体化処理条件を表2に示す。溶体化処理温度は、Nb添加量に応じて決められており、Nb添加量 (0.046 wt %) が少ないNb 1は、粒成長を抑制する目的で比較的低温 (1313 K) で溶体化処理を行っている。また、Nb添加量 (0.073 wt %) が多いNb 2は、逆にNb 1に比べ高い温度 (1353 K) で

表1 Nb添加実用ステンレス鋼の成分分析結果

Alloys	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	B	N
Nb1	0.041	0.76	1.71	0.025	0.005	13.45	16.50	2.34	0.010	0.0030	0.0050
Nb2	0.048	0.93	1.78	0.031	0.004	13.81	16.60	2.51	0.005	0.0044	0.0075

Alloys	Cu	Ti	V	Nb	As	Al	O	Zr
Nb1	0.010	0.070	0.010	0.046	0.002	0.0130	0.0026	0.01
Nb2	0.002	0.098	0.002	0.073	0.002	0.0400	0.0017	

表2 試料の溶体処理条件 (温度, 時間)

素材	溶体化条件	符号
Nb1	1313K×2min	Nb1-L
	1353K×2min	Nb1-H
Nb2	1313K×2min	Nb2-L
	1353K×2min	Nb2-H

溶体化処理を行っている．表 2 では，溶体化処理温度の高い試料を H，低い試料を L と表して示している．本実験では，Nb 添加量と溶体化処理温度の関係を明らかにするために，2 種類の合金をそれぞれ 2 通りの熱処理を施したものの計 4 種類の試料を用意した．

これらの試料を双ジェット研磨法にて電解研磨を行い電子顕微鏡観察用の薄膜試料とし，照射強度 $(8.6\text{--}54.0) \times 10^{-5} \text{dpa/s}$ の条件で室温から 873 K の温度範囲で 1.0 MeV の電子線を照射し，内部組織の連続観察を行った．転位ループ密度の測定にあたっては，吉田ら方法²⁾に従い，既に求められている Fe-Cr-Ni 系合金の消衰距離 $\{(200) \text{ 反射}, 46 \text{ nm}\}$ を使い，欠陥の面密度を厚さの関数として計算することによって体積密度を求めた^{3),4)}．イオン照射実験では，バルク試料に 573 K で重イオン (Ni^{3+}) を 6.5 dpa まで照射し，それらの試料を 200 keV 電界放出型電子顕微鏡 (FE-TEM) に付設された EDS 組成分析装置を用いて粒界近傍での溶質元素の定量分析を行った．測定に用いた電子ビームの直径は約 1 nm である．

3. 実験結果

3.1 モデル合金の照射組織組成変化

3.1.1 格子間原子型転位ループ密度の照射時間及び温度依存性

図 1 に非添加材 (Fe-13Cr-14Ni) 合金の損傷組織の照射温度依存性を表す．この写真では，上部が試料端で下に行くほど膜厚が増加している．照射温度が上昇するに従って，欠陥集合体の形成されない領域 (Denuded zone) が大きくなる．低温領域で観察される小さな黒い斑点は格子間原子型転位ループであり，この格子間原子型転位ループは低温では小さく高密度に存在しているが照射温度が高くなるとそのサイズは大きくなり，数密度は低くなる．また，573 K 以上の高温領域では大きく成長した格子間原

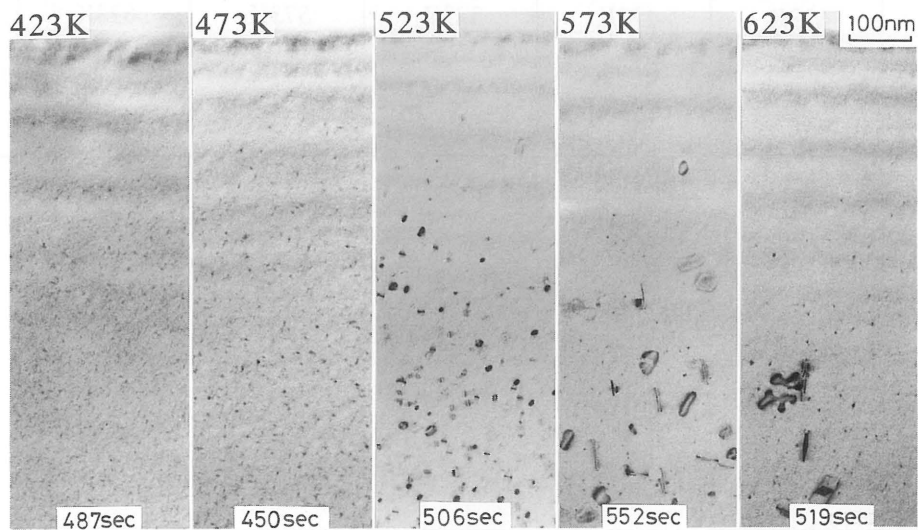


図 1 内部組織の照射温度依存性 (非添加材)

子型転位ループの間に、空孔型転位ループ及び積層欠陥四面体 (SFT) が形成された。図 2 に Fe-16 Cr-17 Ni 合金及びこれに 0.025, 0.1 wt % の Nb を添加したモデル合金の照射温度による損傷組織の違いを示す。これらの写真はすべてほぼ同じ照射量であり、試料の厚さはほぼ等しく約 100 nm である。この図から、Nb の微量添加が格子間原子型転位のループの核形成に関してほとんど影響を与えていないことがわかる。

図 3 に、Fe-16 Cr-17 Ni-0.1 Nb 合金を照射温度 573 K で照射した際の損傷組織の時間変化を示す。写真中の数字は照射開始からの時間を示している。格子間原子型の転位ループは照射が進行するに従って数密度が増加し、またそのサイズも大きくなる。この様な写真から、格子間原子型転位ループの密度を求め、その数密度を照射時間に対してプロットしたのが図 4 である。Fe-16 Cr-17 Ni 合金や P 添加合金では、格子間原子型転位ループの密度は照射時間にほぼ比例して増加し、その後飽和する事が知られている^{3),4)}。また、飽和に達するまでの時間は高温になるにつれて短くなり、その飽和密度は高温程低いことがわかる。他のモデル合金における結果も同様な傾向が示された。測定された格子間原子型転位ループの飽和密度をアレニウスプロットしたものが図 5 である。この図から、各温度の格子間原子型転位ループの飽和密度は Nb の添加及び添加量の違いに関係なくほぼ同じ傾きの直線で表されることがわかる。

3.1.2 ボイドスエリングの照射量及び照射温度依存性

図 6 に非添加材及び 0.025, 0.1 wt % Nb 添加材を照射温度 673 K で電子線を照射した際の損傷組織の照射量依存性を示す。この温度では照射のごく初期段階から積層欠陥四面体 (SFT) が観察され、照射量が増加するにつれてボイドが形成されるが、これらのボイドは照射が進行するにつれて成長する。

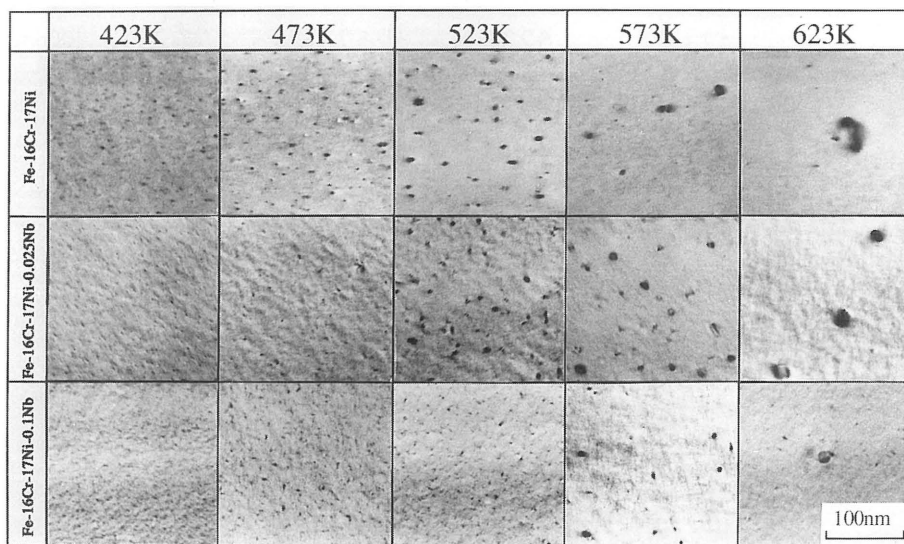


図 2 内部組織の照射温度依存性 (非添加材, Nb 添加材)

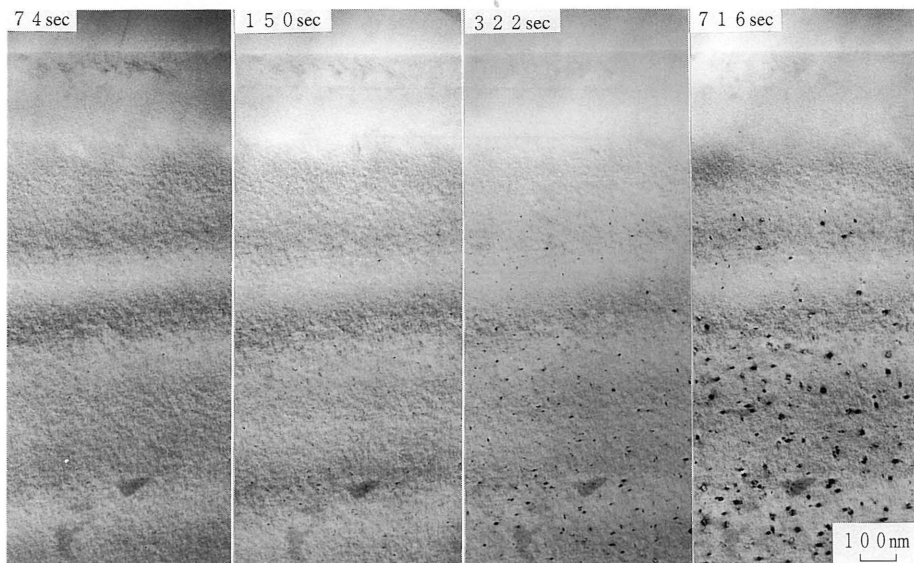


図3 内部組織の照射時間依存性 (573K 照射)
(0.1% Nb 添加材)

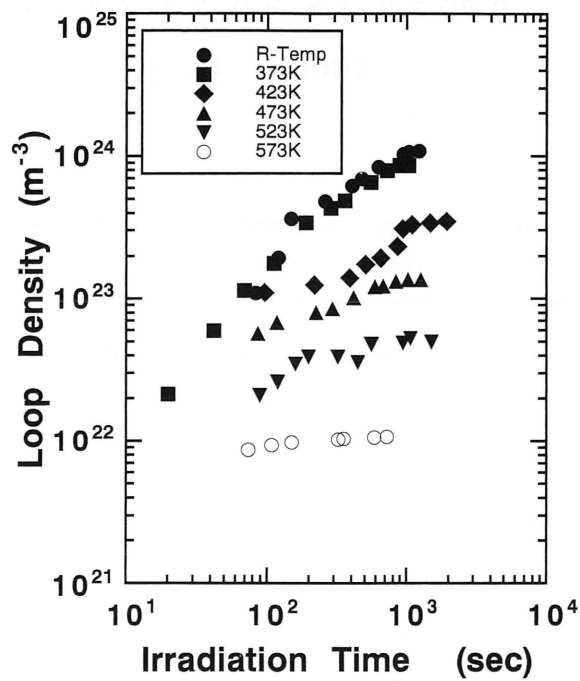


図4 転位ループ密度の照射時間依存性

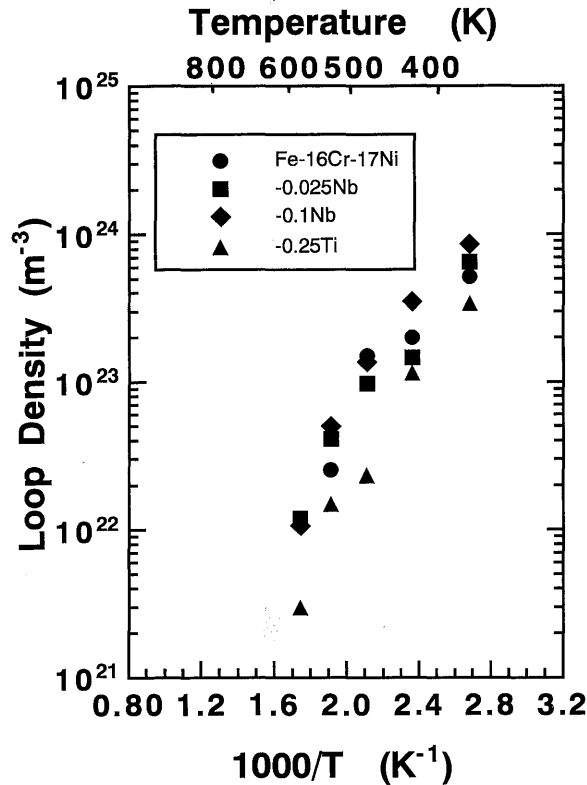


図5 転位ループ密度のアレニウスプロット (Nb 及び Ti 添加材)

また、非添加材は Nb 添加材に比べて照射のごく初期段階からボイドが形成され、ボイドスエリングも Nb 添加材に比べかなり高くなることがわかる。一方、Nb 添加材は非添加材に比べてボイドの発生、成長が遅いという特徴がある。

図7に非添加材及び0.025, 0.1 wt % Nb 添加合金を623 K から823 K の温度範囲で電子線を2 dpa まで照射した際の損傷組織を示す。すべての試料において格子間原子型の転位ループが発達した高密度の転位網を観察することができた。ボイドは、Fe-16Cr-17Ni 合金に関しては623 K 以上のすべての温度で観察されるのに対して、Nb 添加材では673 K 以上の温度領域でのみ観察された。これらの結果から得られたボイドサイズ、数密度及びボイドスエリング量の照射温度依存性を図8, 9に示す。ボイドのサイズは照射温度の上昇とともに大きくなるが、Nb の添加によって、また添加量が増加するに従って成長が遅くなることが示された。一方、ボイドスエリング量は、図9に示す様に、Nb 添加材では700 K 以下でのスエリングを大きく抑制していることがわかる。

3.1.3 空孔型欠陥集合体の照射温度依存性

図10に非添加材及び0.025 wt %, 0.1 wt % の Nb 添加材を様々の温度で電子線を照射した際に形成

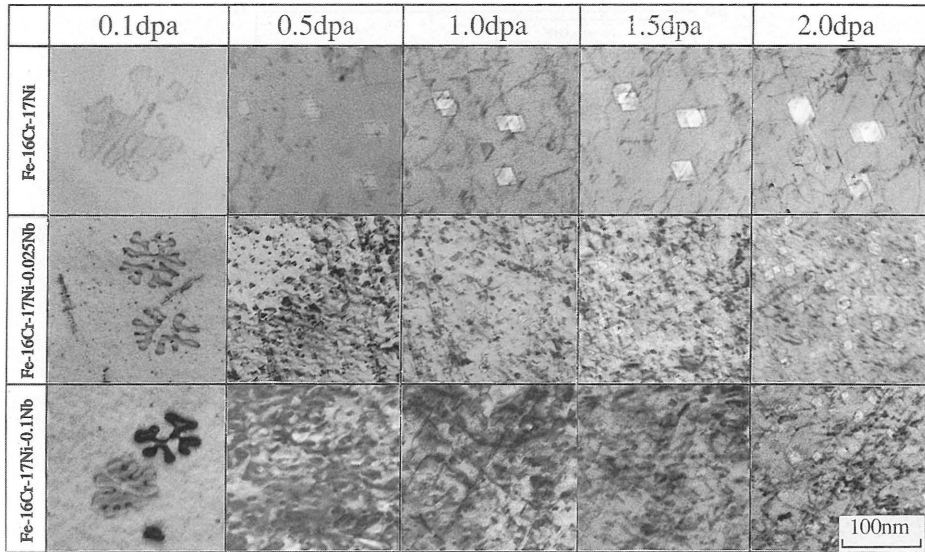


図6 内部組織の照射量依存性 (673K, Nb 添加材)

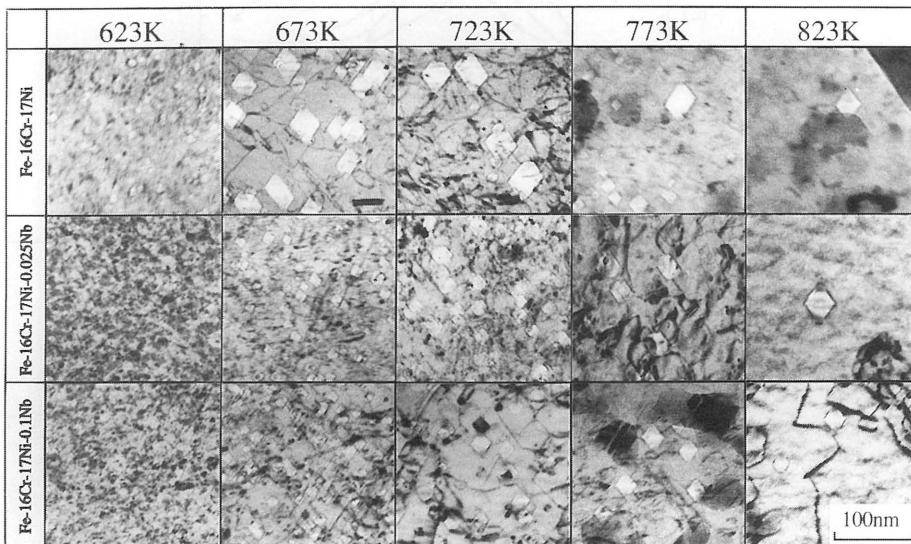


図7 内部組織の照射温度依存性 (2dpa, Nb 添加材)

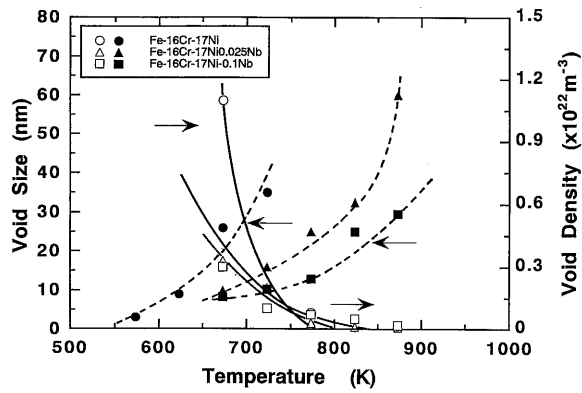


図8 ボイド数密度, サイズの照射温度依存性

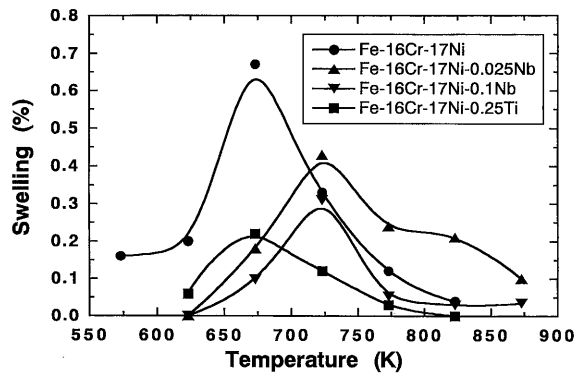


図9 ボイドスエリングの照射温度依存性 (2dpa)

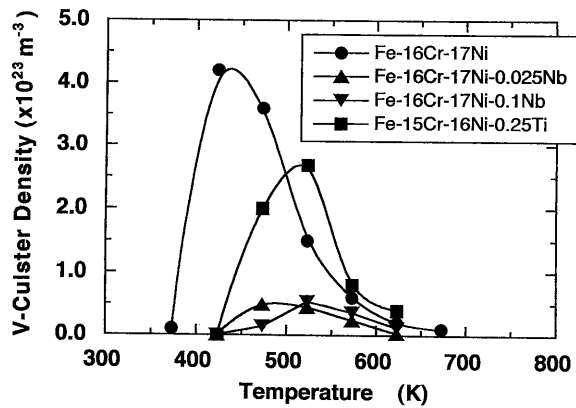


図10 空孔型欠陥集集体密度の照射温度依存性

された空孔型欠陥集合体(転位ループ及びSFT)の数密度の照射温度依存性を示す。図には以前に測定された0.25% Ti添加材の結果も示している⁵⁾。非添加材では、373 Kから空孔型転位ループ及びSFTが発生し、約423 Kでその数密度が最大となる。一方、Nb添加材では、473 Kから空孔型欠陥集合体が観察され始めた。この様に、Nb添加により450 K近傍では空孔型欠陥集合体の形成が抑圧されNb添加材では高温領域でもその数密度は非添加材に比べ少ない。

3.1.4 照射誘起偏析

図11(a),(b)にFe-16Cr-17Ni合金(a)及び0.1 wt% Nb添加材(b)に573 Kで4 MeVの Ni^{3+} を6.5 dpaまで照射を行った際の損傷組織を示す。両者を比較すると転位ループの数密度などの違いなどは観察されなかった。イオン照射後、電界放出型電子顕微鏡(FE-TEM)に付設されたEDS分析装置を用いて、粒界近傍でのCrとNiの組成分析を行った結果を図12(a),(b)に示す。(a)(b)はそれぞれ非添加材及び0.1 wt% Nb添加材の実験結果である。図12より、Fe-16Cr-17Ni合金では、粒界上のCr濃度は照射前には約16 wt%であったが、照射後には約11 wt%まで減少し、一方Ni濃度は約30 wt%まで増加している。また、粒界から遠ざかるに従って変化は少なくなる。次に、Fe-16Cr-17Ni-0.1Nb合金ではすべての測定点でほとんど照射による変化を測定することができなかった。このような結果は、電子線照射後の測定結果と一致しており、Nbの微量添加によりCrの枯渇がかなり抑制されることが推定できる。

3.2 ニオブ添加実用鋼の照射組織変化

図13に、Nb添加実用オーステナイトステンレス鋼の照射前の内部組織を示す。これらの写真から、低温での熱処理材であるNb 1-L及びNb 2-Lでは、60 nm程度のNb(Ti)C球状析出物が多数観察さ

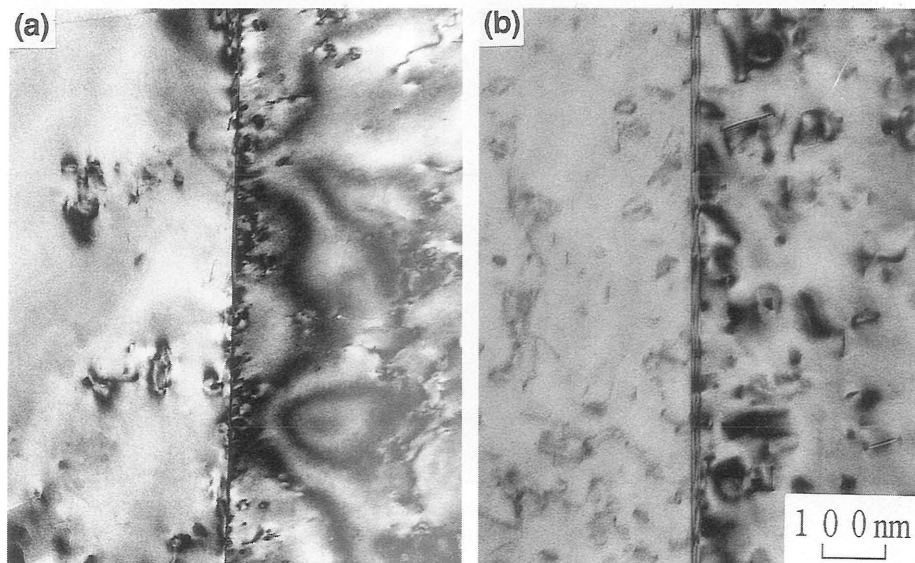


図11 イオン照射後の内部組織 (a)非添加材 (b)0.1% Nb添加材

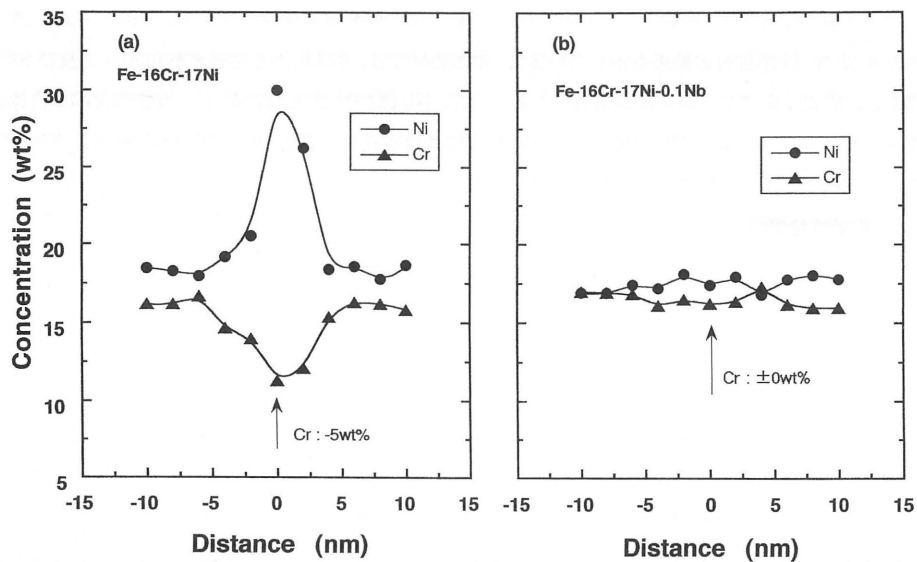


図12 EDS 分析結果 (a)非添加材 (b)0.1% Nb 添加材

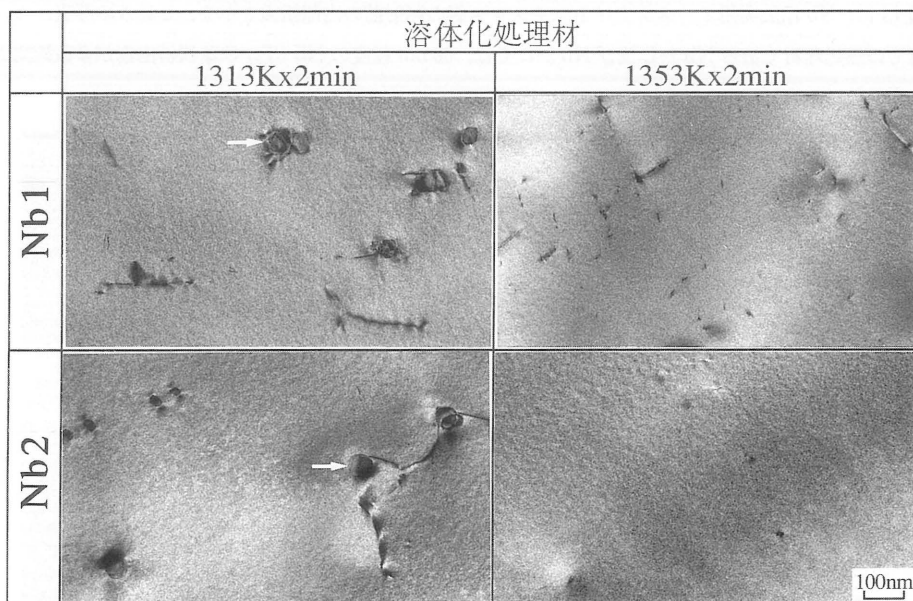


図13 未照射試料の内部組織 (Nb 添加実用鋼)
写真中の矢印は球状炭化物を示す。

れた。一方、高温での熱処理材である Nb 1-H と Nb 2-H では、球状析出物の数密度が減少し強い歪を持った微小な析出物が多数観察された。特に、これは Nb 2-H で顕著でこれより Nb 2-H では微少な析出物がマトリクス中に分散しているものと考えられる。

図 14 に Nb 1-H に対して照射強度 8.6×10^{-5} dpa/s で照射した際に観察された内部組織の照射時間存在性を示す。非常に微細で黒いドット状の欠陥はモデル合金と同様に格子間原子型転位ループであり、照射の進行に伴いその数密度が増加する。次に、673 K 及び 773 K (5.4×10^{-4} dpa/s) で照射した際の損傷組織を図 15, 16 に示す。図中の時間は照射時間を示している。図 15 から熱処理温度が高い試料では、Nb 1 及び Nb 2 の両合金とも転位ループが微細化し、さらにその数密度が上昇していることがわかる。また、Nb 添加量が上昇すると、転位ループが微細化し、数密度が上昇することがわかる。4 つの試料を比較してみると Nb 添加量多く、高温で熱処理を行った試料である Nb 2-H が、最も転位ループが微細で数密度が高いことが示された。同様な結果が図 16 から明らかにされ、高温で熱処理材を行うことが、転位ループ密度の増加や緻密化に有効な手段であることがわかる。

この格子間原子型転位ループの数密度を照射時間に対してプロットしたものが図 17 である。他の Nb 添加実用オーステナイトステンレス鋼についても同様な時間依存性を示すが、ここでは Nb 1-L について示している。図からわかる様に、モデル合金の結果と同様に転位ループ密度は照射時間にほぼ比例して増加し、ある時間の後飽和する。各温度での飽和密度をアレニウスプロットした結果が図 18 である。この図では比較のために既に述べた Nb 添加モデル合金の結果もあわせて示している。本実験から得られたオーステナイトステンレス鋼は、すべての照射温度でモデル合金より転位ループの飽和密度が約 1 桁高い、また、Nb 1, Nb 2 の両合金とも高温熱処理材の方が格子間原子型転位ループの飽和密度が高

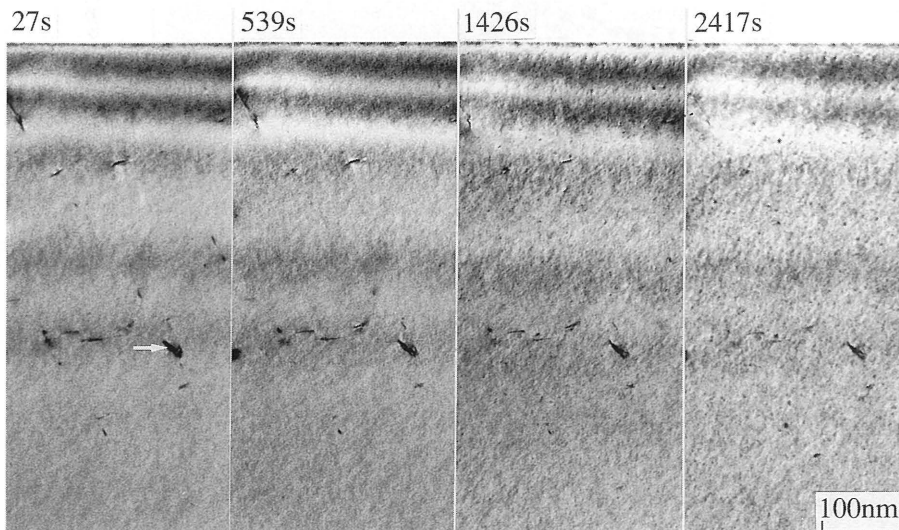


図14 内部組織の照射量依存性 (573K, Nb1-H)
写真中の矢印は微細に分散した炭化物を示す。

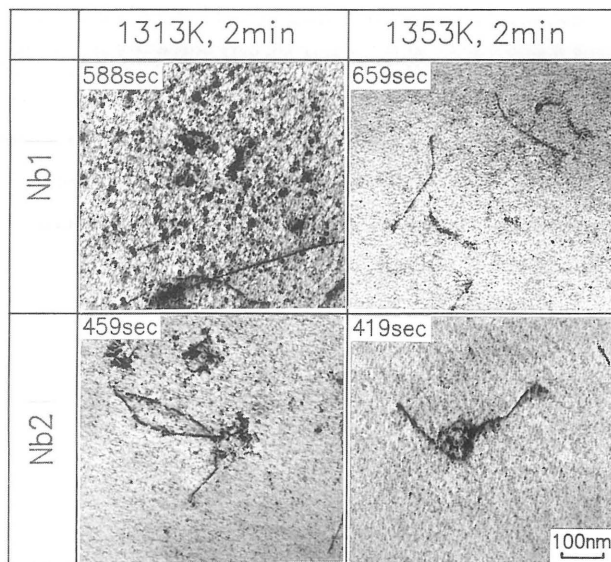


図15 電子線照射後の内部組織 (673K)

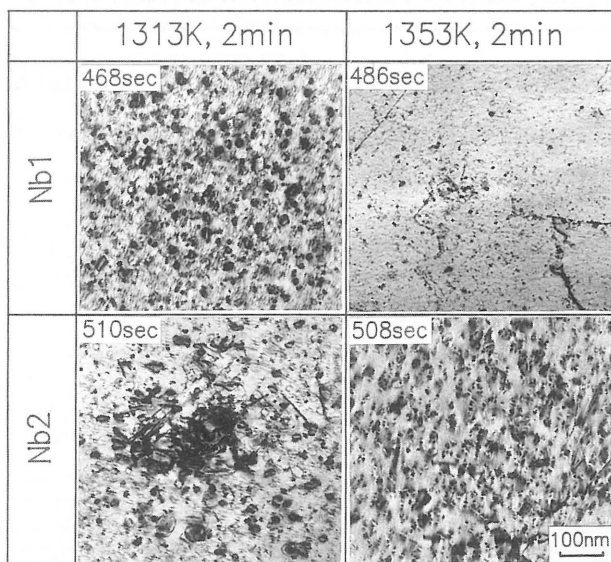


図16 電子線照射後の内部組織 (773K)

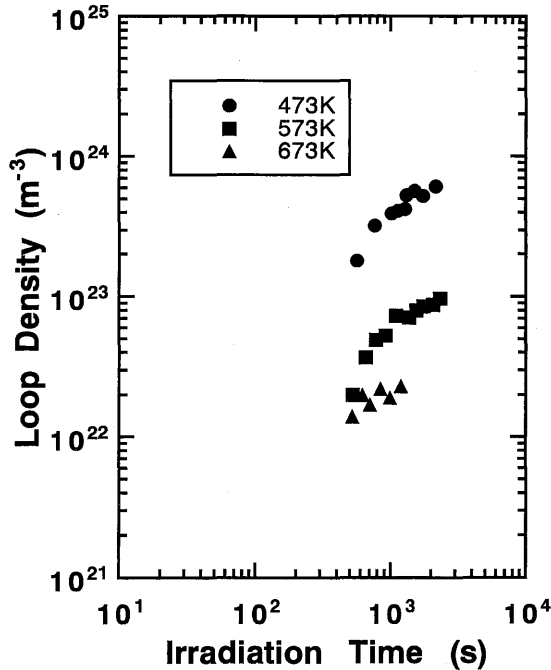


図17 転位ループ密度の照射時間依存性 (Nb1-L)

いことがわかる。

4. 考察

4.1. 格子間原子型転位ループの核形成及び格子間原子の移動度に及ぼすニオブ添加効果

本実験結果から、モデル合金への Nb 微量添加は、格子間原子型転位ループの核形成にはほとんど影響を与えないことが明らかにされた。また、その飽和密度をアレニウスプロットすると数密度の温度依存性が 1 本の直線で表され、これは非添加合金と同様な傾向を示すことが示された。一方、反応速度論から格子間原子の移動エネルギー (E_m^i)、ボルツマン定数 (K)、温度 (T) とすると転位ループの飽和密度 C_L は、 $C_L \propto \exp(E_m^i / 2KT)$ の関係を満たしているので、直線部分の傾きから格子間原子の移動エネルギーが導出できる²⁾。この関係と図 5 に示す実験結果から格子間原子の移動エネルギーを求めると、約 0.9 eV が得られこの値は Fe-16Cr-17Ni 合金における格子間原子の移動エネルギーとほぼ等しい^{3),4)}。これらの実験結果は以下で述べる様なサイズ効果を考慮すると説明することができる。

Nb や Ti 等は、オーステナイトステンレス鋼中でオーバサイズ原子であることから¹⁾、一般に格子間原子との結合力はアンダーサイズの元素に比べて非常に弱いと考えられている。著者らが、種々のモデル合金に対して超高圧電子顕微鏡を用いて照射して測定した格子間原子型転位ループの飽和密度のアレニ

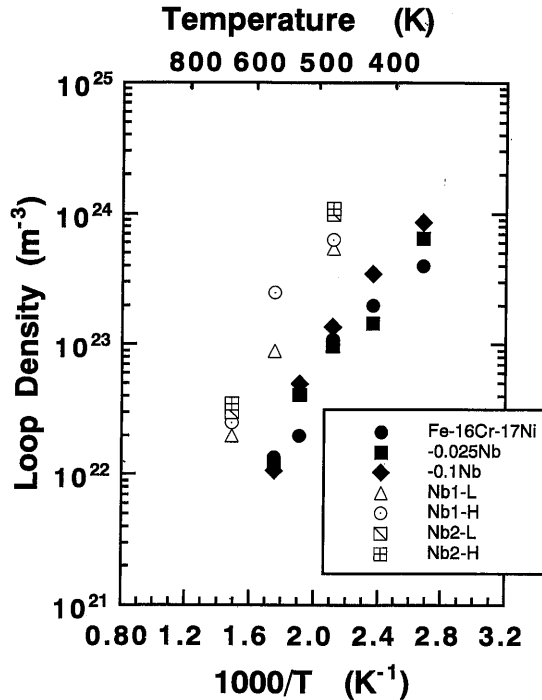


図18 転位ループ密度のアレニウスプロット

ウスプロットを図 19 に示す^{4),5)}。この図から、Fe-Cr-Ni 合金にオーバーサイズ元素の Ti を添加しても、格子間原子型転位ループの数密度はほとんど変化せず、その温度依存性も非添加材とほぼ等しいことがわかる。これより、Ti の添加は格子間原子の移動度にはあまり影響を与えないことがわかる。これらの結果は、本研究から得られた Nb 添加材での結果とほぼ一致しており、Nb や Ti 等のオーバーサイズ元素は格子間原子との結合力が弱く、格子間原子型転位ループの核にはなりにくいことを示している。

一方、P や Si 等のサブサイズ元素は格子間原子と強く結合し、格子間原子型転位ループの飽和密度に大きな影響を与えることが知られている⁴⁾。Dimitrov 等⁶⁾ は、低温で照射された Fe-Cr-Ni 合金の電気抵抗測定から、アンダーサイズの Si 添加は格子間原子の移動が顕著となる温度を 50 K 遅らせることを報告している。図 20 に今回の実験結果から得られた格子間原子型転位ループの飽和密度と加藤ら¹⁾ によって測定された実験結果を合わせて示す。加藤らは 316 L 系オーステナイトステンレス鋼に様々なオーバーサイズ元素を添加して、本研究と同様な実験及び解析を行い、サイズ因子の増加にともない格子間原子との結合エネルギーが増大する事を示している。例えば、316 L 鋼に Nb を添加した合金では、格子間原子の移動エネルギーと格子間原子と Nb との結合エネルギーとの和として 1.1 eV という値を報告している。

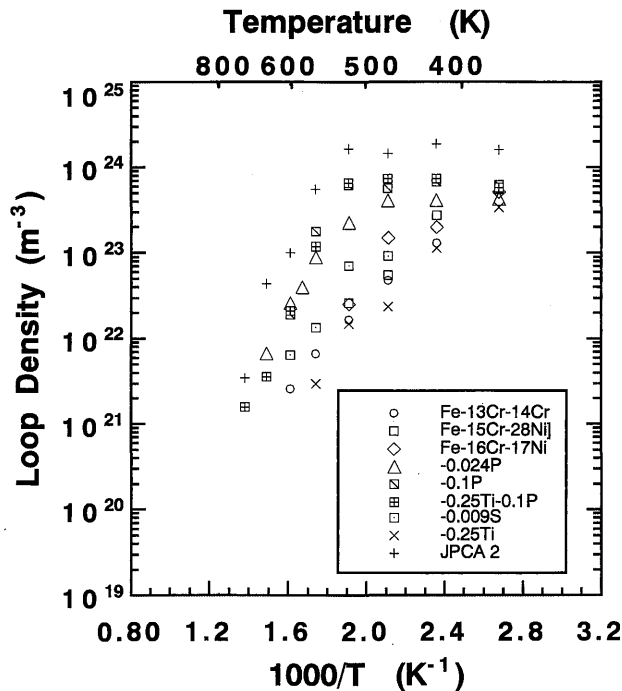


図19 転位ループ密度のアレニウスプロット (各種元素添加材)

4.2 空孔型欠陥集合体の形成と誘起偏析に及ぼすニオブ添加効果

本研究から、Fe-Cr-Ni 三元モデル合金への Nb の単独微量添加は空孔型欠陥集合体の形成に対して大きな影響を与え、図 10 で示したように、添加により空孔型欠陥集合体 (転位ループ, SFT) の発生温度領域を高温側にずらすとともにその数密度が減少する事が示された。また、図 9 に示した様に、ボイドスエリングの最大温度を高温側に 50 K 程度移動させ、特に 700 K 以下でのボイドスエリングの抑制に効果的であることが示された。これは、Nb 添加による見かけ上の空孔移動エネルギーの増加が関係しているものと考えられる。即ち、オーバーサイズ元素である Nb を微量添加することによって、空孔-溶質原子 (Nb) との複合体が形成され、これにより空孔の移動が抑制されたものと考えられる。このような添加元素と空孔の相互作用は、実用オーステナイトステンレス鋼においても、格子間原子型転位ループの成長挙動の解析から確認されている⁷⁾。

また、本研究から照射促進応力腐食割れの原因の 1 つとして考えられる粒界及び粒界近傍における Cr の枯渇は、オーバーサイズの Nb を微量添加することによってかなり抑制されることが示された。また、同様な結果が加藤ら¹⁾の実用オーステナイトステンレス鋼に関する研究でも既に報告されている。これは Nb と空孔との相互作用が強いことを予測させる。Fe-16Cr-17Ni 合金に Nb を単独で微量添加すると低温領域での空孔欠陥集合体 (ボイド, 微小欠陥集合体) の形成が強く抑制された現象も Nb と空孔と

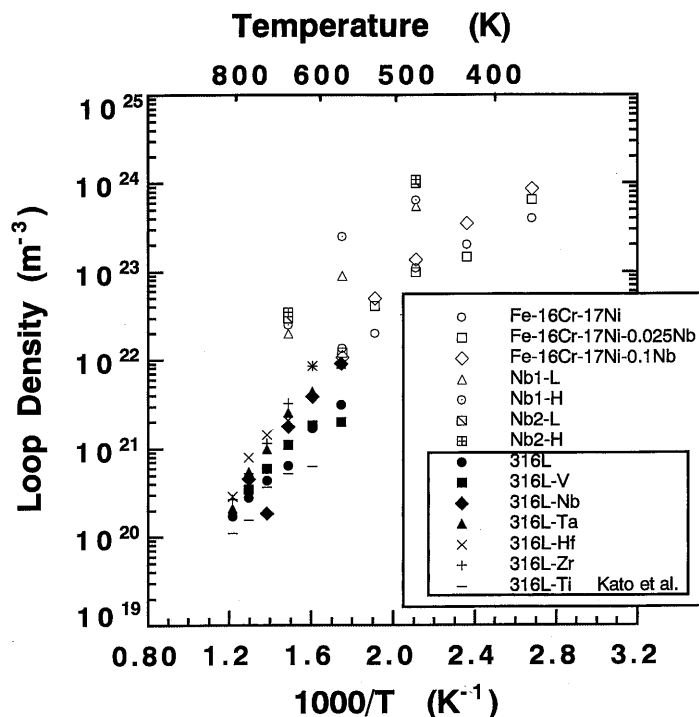


図20 転位ループ密度のアレニウスプロット (オーバーサイズ元素添加材)

の結合力が大きいことを示している。照射促進応力腐食割れの抑制機構の一つとして、粒界におけるCrの枯渇を抑制させるという機構が提案されているが、これには空孔とNbの相互作用により空孔に移動度を低下させることが有効であろうと考えられる。

4.3 照射損傷組織に及ぼす溶体化処理温度とニオブ添加量の効果

著者らは、これまでにHVEMを用いた実験より、オーステナイトステンレス鋼にサブサイズの微量元素(P, Si等)を添加すると、転位密度が上昇すること、高速中性子照射実験ではこの効果により673 K近傍の比較的低い温度のスエリングの抑制に効果的であることを報告している^{8)~10)}。本実験の結果から、実用鋼では溶体化処理温度及びオーバーサイズ元素のNbの添加によっても格子間原子型転位ループの数密度が変化することが示された。しかし本研究から明らかになった様に、Nbと格子間原子との相互作用は弱くオーステナイトステンレス鋼にNbを単独に添加しても格子間原子型転位ループの数密度及び格子間原子の移動度はほとんど変化しない。従って、本実験結果はNb単独の効果では説明できず転位ループの核として有効でかつ溶体化処理温度に敏感な他の要因が密接に関連していると考えられる。既に述べた様に析出物の形成は溶体化処理温度に敏感であり高温での熱処理によりマトリックス中に均一に分散した。従って、本研究ではNb添加量を増加し、熱処理温度を高くすることによってNb(Ti)C析出

物が微細化し、これが格子間原子型転位ループの微細化及びその数密度の上昇につながったものと考えられる。

実用 Nb 添加オーステナイトステンレス鋼は、Nb 添加量が多く溶体化処理温度が高い場合、この微少な炭化物の形成により耐照射性が向上しているものと考えられる。しかしながら、このような微少な炭化物はボイドスエリングの抑制には効果的であるものの高照射領域では容易にマトリックス中に再固溶し、代わって M_6C や G 相等が形成されスエリングが増大する事が知られている^{11), 12)}。従って、高照射量領域におけるボイドスエリングに関しては、様々なファクターを考慮する必要がある。例えば、773 K 以上の温度領域ではリン化物の発生が顕著であり、この析出物の形成は加工により導入された転位などと密接に係る¹³⁾。従って、Nb 添加量や溶体化処理温度のみで複雑なボイドスエリングの挙動を決定することはできず、より詳細な研究が必要となる。

4.4 耐照射特性の向上

本実験より、溶体化処理温度が高くまた Nb 添加量が高い Nb 1-H は、析出が特に微細であることが示された。また、この試料に対して電子線照射を行なうと、発生する転位ループが非常に微細であり、その数密度も他の Nb 添加材に比べて高いことがわかった。このことから、照射下における転位ループの微細化をはかり、その密度を上昇させることが耐照射性の向上（特に低温領域でのスエリングの抑制）につながると考えられる。この様に、実用オーステナイトステンレス鋼で格子間原子型転位ループの数密度を増加させるためには、転位ループの核となる溶質原子（主にサブサイズ元素）の添加や高温での熱処理による析出物の微細化等を行なうことが有効であると考えられる。また、この方法を両方同時に行なった方がより効果が大きいと考えられる。しかし、問題点として高温での熱処理によって結晶粒が粗大化し、硬さ及び引張り強さが低下することが予想される。

4. ま と め

Nb 添加オーステナイトステンレスのモデル合金及び実用鋼を用いて、Nb 添加量及び溶体化処理温度の違いが転位ループの形成及び高温領域でのボイドスエリング挙動にどう影響を与えるかを調べ、以下のことが明らかになった。

1. モデル合金への Nb 添加は格子間原子型転位ループの核形成には、ほとんど影響を与えず格子間原子の移動エネルギーも非添加材と等しい値 (0.9 eV) が得られた。
2. 一方、単独 Nb 添加により空孔型転位ループの数密度は減少し、ボイドスエリングの最大温度領域も高温側に移動した。また、粒界近傍における Cr の偏析も Nb 添加により抑制された。これらの現象はサイズ効果で説明された。
3. Nb 添加実用鋼において、高温での熱処理及び Nb 添加量の増加によって、格子間原子型転位ループが微細化しその数密度が増加した。これは、高温での熱処理によって形成された微細な Nb (Ti) C 炭化物が格子間原子型転位ループの核となりループの数密度が増加したためである。
4. 実用オーステナイトステンレス鋼のボイドスエリング挙動を理解するためには、リン化物あるいは

炭化物の形成とそれに及ぼす冷間加工の効果等を総合的に考慮する必要がある。

謝 辞

本研究は、九州大学超高压電子顕微鏡室設置の超高压電子顕微鏡 (JEM-1250) を用いて行われたことを記し、御協力頂いた電顕室の方々に感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) 加藤隆彦, 高橋平七郎, 泉谷雅清, 日本原子力学会誌, Vol.34 No.9 (1992) 889
- 2) N. Yoshida and M. Kiritani, J. Phys. Soc. Japan, 35 (1973), 1418
- 3) N. Yoshida, H. Murakami and T. Muroga, Inter, Symp. on In Site Experiments with HVEM, Osaka Univ., (1985), p. 225
- 4) 渡辺英雄, 青木彰伸, 村上英邦, 室賀健夫, 吉田直亮, 日本金属学会誌 52 (1988) 536
- 5) 渡辺英雄, 青木彰伸, 室賀健夫, 吉田直亮, 九州大学総合理工学研究科報告 10 巻 2 号 (1988) 193
- 6) C. Dimitrov and O. Dimitrov, J. Phys., F14 (1984) 793
- 7) T. Kato, H. Takahashi and M. Izumiya, Mater. Trans. JIM, 32 (1991) 921
- 8) 渡辺英雄, 室賀健夫, 吉田直亮, 日本金属学会誌 56 (1992) 619
- 9) H. Watanabe, T. Muroga and N. Yoshida, Effects of Radiation on Materials, ASTM STP 1175 (1993) p. 951
- 10) H. Watanabe, T. Muroga and N. Yoshida, J. Nucl. Mater., 212-215 (1994) 503
- 11) P. J. Maziasz, J. Nucl. Mater., 123 & 124 (1984) 472
- 12) S. Hamada, M. Suzuki, P. J. Maziasz, A. Hishinuma and M. P. Tanaka, 14th Int. Symp. (Part1), ASTM STP 1046 (1989) p. 172
- 13) H. Watanabe, to be published