

低温電子線照射されたFe-Cu, Fe-Cu-C合金の陽電子 消滅寿命測定

堀, 史説

大阪府立大学先端科学研究所 : 助手

竹中, 稔

九州大学応用力学研究 : 文部技官

青野, 泰久

九州大学応用力学研究 : 助手

蔵元, 英一

九州大学応用力学研究 : 助教授

<https://doi.org/10.15017/4743960>

出版情報 : 應用力學研究所所報. 74, pp.309-323, 1992-10. 九州大学応用力学研究
バージョン :
権利関係 :



低温電子線照射された Fe-Cu, Fe-Cu-C 合金の 陽電子消滅寿命測定

堀 史 説* 竹 中 稔†
青 野 泰 久‡ 蔵 元 英 一§

概 要

低温電子線照射 ($E = 28\text{MeV}$, $T_{\text{irr}} = 77\text{K}$) された鉄銅希薄合金 ($0.02 \sim 0.22\text{wt}\%$) 及び鉄-銅-炭素 3 元合金中の照射欠陥の回復過程を陽電子消滅寿命測定法を用いて等時焼鈍実験を行いながら調べた。

鉄マトリクス中では銅原子と原子空孔が存在すると現在報告されている純鉄でのステージ III ($\sim 220\text{K}$) よりも高温側へシフトし、さらに原子空孔はこれらの合金中では銅原子により原子空孔集合体の形成に著しく影響を受けることが解った。さらに、この現象は、銅原子の固溶濃度に依存性があることが明らかになった。

また、銅原子と炭素原子は同時に原子空孔の拡散を著しく抑制するため、原子空孔集合体は形成されないことが明らかになった。

Key words : Electron irradiation, Vacancy (V), Microvoid, Vacancy-copper pair, Complex, Radiation induced precipitate, Atomic size factor

1. 序 論

現在の原子力材料の開発における問題点は、金属材料への中性子等の高エネルギー粒子の注入による照射損傷である。特に原子炉圧力容器構造材は、高エネルギー照射環境下において材料が照射されることによって降伏応力が上昇するため、合金の延性脆性遷移温度 (DBTT) が上昇することによる照射脆化が問題になっている。これは、合金中での不純物原子が、照射によって導入された欠陥と相互作用を及ぼし合い、材料の特性を著しく変化させてしまうためである。こういった現象の原因の一つとして、特に不純物である銅原子が照射脆化を促進していることは一般に知られていることであるが¹⁾、その詳しい脆化の機構は解明されていない。そのため、照射によって導入された欠陥の移動・拡散に、銅原子

*九州大学大学院総合理工学研究科高エネルギー物質科学専攻博士課程

†文部技官, 九州大学応用力学研究所

‡日立研日立研究所

§九州大学教授, 応用力学研究所

表1 Atomic size factor = $(1/\Omega)(d\Omega/dc) = (3/a)(da/dc)$
 Ω : atomic volume, c: solute concentration,
a: lattice parameter

Atomic size factor in pure iron. calculated by King et. al.	
Alloy	Size factor (%)
Fe — Au	44.16
— Sb	36.40
— Mo	27.51
— Cu	17.53
— V	10.51
— Mn	4.81
— Ni	4.65
— Cr	4.36
— Co	1.54
— Si	-7.88

がどのように影響しているのかを調べるのが非常に重要であると考えられる。また、この銅原子は King et. al. によると鉄マトリクス中でのサイズファクターが大きい²⁾。(表1)一般にサイズの大きな置換型不純物原子は、マトリクスの鉄原子とのミックスダンベルを形成できない³⁾。したがって銅原子は鉄マトリクス中での移動・拡散に原子空孔が密接に関係していると思われる。そこで、本研究ではこの銅原子と原子空孔との相互作用を調べるために、モデル合金として高純度 Fe-Cu 合金を作製し、また、銅原子以外に、実用鋼に多く含まれる炭素原子との相互作用にも注目し、Fe-Cu-C 合金も作成し、これらの不純物原子の固溶濃度依存性等を空孔タイプの欠陥に敏感なプローブとして陽電子を用いて等時焼鈍実験を行った。

2. 試料作製及び実験方法

序論で述べたとおり、照射欠陥の回復過程は合金中の不純物に影響されるため、極力不純物原子の混入を避けなければならない。そこで、当研究室では昭和電工製 ATOMIRON4N の純鉄とジョンソンマッセイ社の高純度 Copper (表2) を高純度水素雰囲気中で Zone-leveling 法により3回ゾーンにかけることにより母材中の不純物をさらに取り除いて合金化し、非常に純度の高い合金を作製した。できた Fe-Cu の棒状の素材をローラーで0.25mm まで圧延し、陽電子消滅寿命測定用の試料ホルダーのサイズに合わせて打抜いた。(8mm×8mm×0.25mm) その試料をアセトン中で超音波洗浄し、鉄用の研摩液 (H₂O₂: HF=20: 1) 中で化学研摩した。研摩後、表面の酸化を防ぐためにすぐに多量の水道水で洗い流し、蒸留水で再度洗った後、エタノールで水分を洗い流しドライヤーで十分に乾燥させた。この後、真空中に封じ込めて750°Cで30分の焼鈍を行い、歪、転位等の欠陥を取り除いた。その後、水中 (15°C) で急冷し、銅原子をフェライトマトリクス中に完全に固溶させた。(この熱処理は、Fe-Cu 合金の状態図⁴⁾から、銅原子の固溶限は室温では非常に微量であるため。) さらに試料を再度化学研摩し、表面の酸化膜を取り除いて高純度の Fe-Cu 合金を作製した。最終的な試料の形状は、どの試料についても厚さおよそ

表2 母材金属の化学組成

PURE IRON ATOMIRON 4N		PURE COPPER Johnson Matthey	
IMPURITY (wtppm)		IMPURITY (wtppm)	
C	12	Ca	3
S	1	Na	2
P	2	Ag	1
Si	1	Au	<1
Mn	1	Mg	<1
Cu	22		
H	2		
O	8		
N	2		

0.22mmである。

また、Fe-Cu-Cの試料は同様に作製した合金を700°Cで3時間の浸炭($\text{CH}_4 : \text{H}_2 = 18 : 50$)を行い、それぞれおよそ120~180wt.ppmの炭素をドーブした。その後石英管に $1.30 \times 10^{-4} \text{Pa}$ の真空中に閉じ込めて1050°Cで3日間、炭素の均一化処理を行い、急冷して0.25mmまで圧延した。後はFe-Cu合金と同じく試料を陽電子消滅寿命測定用の試料ホルダーのサイズに合わせて打ち抜き、化学研磨を行った後、同様の手順で歪除去焼鈍、急冷、研磨を行い非常に純度の高いFe-Cu-C合金を作製した。以上の操作のフローチャートを図1に示し、これにより製作された陽電子試料(表3)に示す。本研究においては原子空孔についての挙動を調べるため、作製した試料中に非平衡な欠陥を必要量以上導入する手段として京都大学原子炉実験所(KURRI-LINAC)において電子線エネルギー28MeVで照射量 $6.0 \times 10^{18} \text{e}^-/\text{cm}^2$ の電子照射を行った。さらに導入された欠陥をそのまま凍結させるために液体窒素中での低温照射(77K)を行った。この照射によって導入された欠陥はそのエネルギーの量からカスケード損傷は殆んど起こっておらず、単純なフレンケルペアが全体でおよそ100ppm程度導入されている。陽電子消滅寿命測定実験は、照射後そのまま低温域からの測定を行うために、全ての試料について低温装置で一定の測定温度100Kで行った。焼鈍は昇温間隔20min/20°Cの割合で室温までは窒素気体中で、290K~350Kの温度域では試料ホルダーから取り外しアルコール中で焼鈍し、それ以上の温度域では真空中での等時焼鈍

表3 作製された試料

(1)	(2)
Fe-0.02wt%Cu	Fe-0.02wt%Cu-130wppmC
Fe-0.05wt%Cu	Fe-0.05wt%Cu-180wppmC
Fe-0.11wt%Cu	Fe-0.11wt%Cu-170wppmC
Fe-0.22wt%Cu	Fe-0.22wt%Cu-120wppmC

PREPARATION OF FE-CU, FE-CU-C ALLOYS

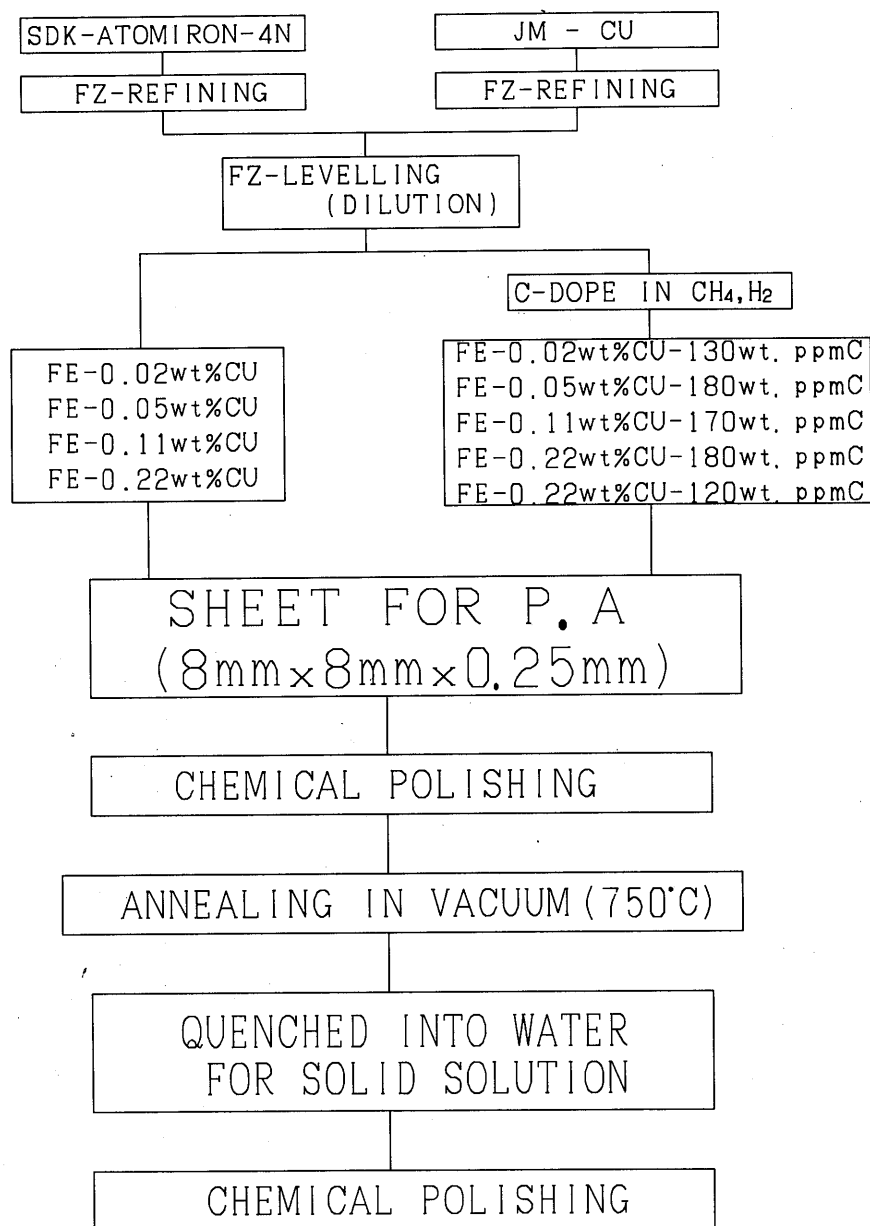


図1 試料作製のフローチャート

表 4 非照射での Fe-Cu 及び Fe-Cu-C 合金の陽電子寿命

	陽電子寿命 (τ)		陽電子寿命 (τ)
P-1 Fe-0.02%Cu	121psec	C-2 Fe-0.02%Cu-130ppmC	114psec
P-2 Fe-0.05%Cu	117psec	C-3 Fe-0.05%Cu-180ppmC	106psec
P-3 Fe-0.11%Cu	114psec	C-4 Fe-0.11%Cu-170ppmC	111psec
P-4 Fe-0.22%Cu	119psec	C-7 Fe-0.22%Cu-180ppmC	130psec
Fe-0.22%Cu which annealed 5days at 600K	116psec	C-6 Fe-0.22%Cu-120ppmC	118psec

実験を行い、それぞれの焼鈍温度に対して、陽電子消滅寿命測定を行った。得られた陽電子寿命スペクトルは、全て TWO-STATE-TRAPPING-MODEL を用いた種類の欠陥についてのみの解析を行っている。実際の解析方法としては最小 2 乗法近似による陽電子寿命解析プログラム“RESOLUTION”⁸⁾を用いて寿命を FITTING した。

3. 実験結果及び考察

3.1 非照射の陽電子寿命

表 4 は急冷後の全ての試料について、照射前の陽電子寿命測定を行ったものである。現在、純鉄のマトリクス中での陽電子寿命はおおよそ 110psec 程度であることが判っている⁹⁾。Fe-Cu, Fe-Cu-C 合金の寿命値を見ると、ほとんどの合金がこの値より少しだけ高くなっているが、これは計算誤差程度である。したがって、Fe-Cu 希薄合金中では陽電子はほぼ鉄マトリクス中で消滅していると思われる。一方、Fe-0.22%Cu-180ppmC だけ 130psec という寿命がでている。図 2 に熱処理後に徐冷した Fe-0.22%Cu-180ppmC の TEM 写真を示すが、これには析出が現れている。これは Fe-0.22%Cu-180ppmC は急冷した状態でも固溶限をはるかに越えており、これらの不純物原子は過飽和状態にあるため結晶の自由エネルギーが高く、析出が起こりやすくなっていると予想される。したがって、この合金中に析出物が形成されていると仮定すると陽電子はこれに捕獲され、このときの寿命が 130psec であると予想される。

図 3, 4 にそれぞれ非照射での Fe-0.02wt%Cu-180wtppmC 合金における陽電子消滅寿命の等時焼鈍実験結果を示す。測定は、それぞれ室温から 900K, 700K まで行ったが、全温度域で Fe-0.22wt%Cu 合金は ~112psec, Fe-0.02wt%Cu-180wtppmC 合金は ~115psec であり、著しい変化はなかった。これは次のように解釈される。

熱処理の温度より低い 700°C で銅原子の鉄中への固溶限は 0.5wt% であるが¹⁰⁾、急冷後ではどの合金についても完全に過飽和状態になっている。したがって時効、焼鈍を行えば固溶限を越えた銅原子はフェライトマトリクス中での系の自由エネルギーが高いため集合し、析出していく傾向にあるはずである⁷⁾。また、高温で時効 (Aging) を行うと数 nm の Cu 析出が形成されることもわかっている⁸⁾⁹⁾。とこ

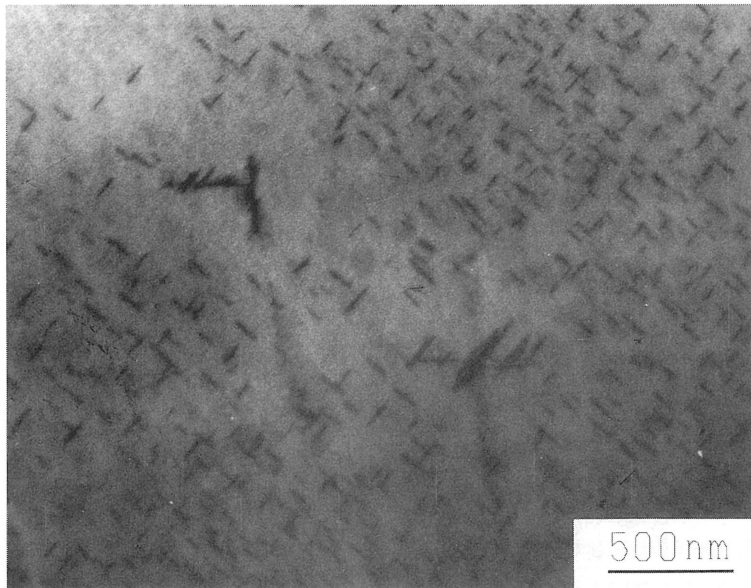


図2 焼鈍後除冷した Fe-0.22%Cu-180ppmC 合金の透過電子顕微鏡写真

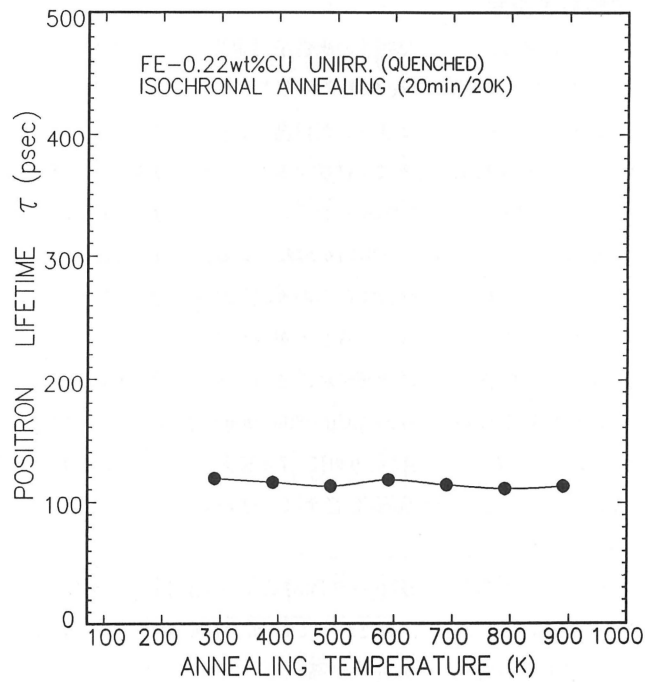


図3 非照射の Fe-0.22%Cu 合金の陽電子消滅寿命の等時焼鈍実験結果

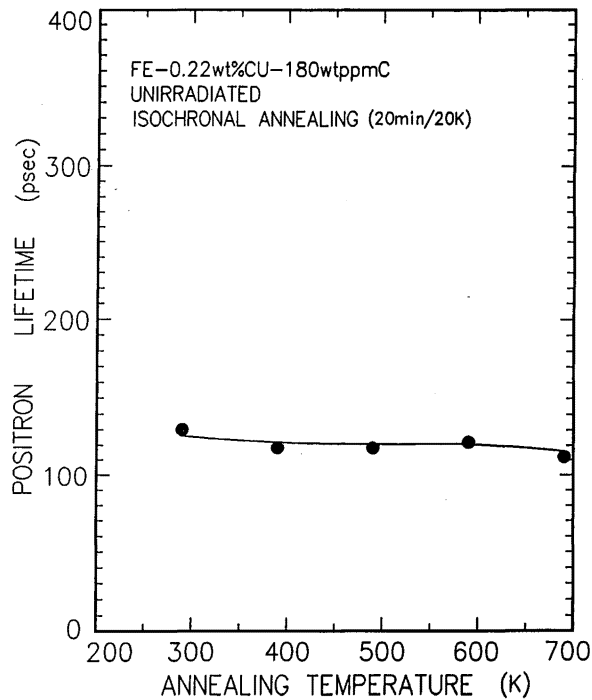


図4 非照射の Fe-0.02%Cu-180ppmC 合金の陽電子消滅寿命の等時焼鈍実験結果

ろが, Fe-0.8wt%Cu の合金において800°Cまでの等時焼鈍実験において銅原子の析出が起こり, 陽電子はこの析出にトラップされる, と報告されている¹⁰⁾. また, 当研究室においても陽電子が空孔型の欠陥でない析出にトラップされることがわかっている¹¹⁾. 以上のことを考慮すると, これらの2種類の合金中には銅の析出は陽電子に検出される程度のもは形成されていないと思われる. つまり銅原子は時効あるいは焼鈍を行っても, 銅原子はそれ自身だけでは長距離の移動拡散して析出を形成することができない. したがって銅原子が移動するためにはその媒体として原子空孔が必要であるとおもわれる. (高温域での焼鈍による銅原子のマトリクス中への拡散は, thermal vacancy によるものである¹²⁾)

3.2 電子線照射された Fe-Cu 合金の陽電子寿命

図5～8に低温で28MeVの電子線照射された Fe-0.02%Cu, 0.05%Cu, 0.11%Cu, 0.22%Cu 合金の陽電子消滅寿命の等時焼鈍実験結果を示す. 100Kから温度を上昇させていくと原子空孔の移動集合温度であるステージIIIがどの合金においてもおよそ280K付近に現れている. このステージは純鉄のそれと比較すると数10K高温側にシフトしている. これは以下のように考えられる.

まず200K以下の低温域において格子間原子の移動ステージで格子間原子は容易に移動し原子空孔と再結合しながら移動し I_n ($n = 2 \sim 4$), CuI_n 程度の格子間原子集合体を形成するが³⁾, このときは原子

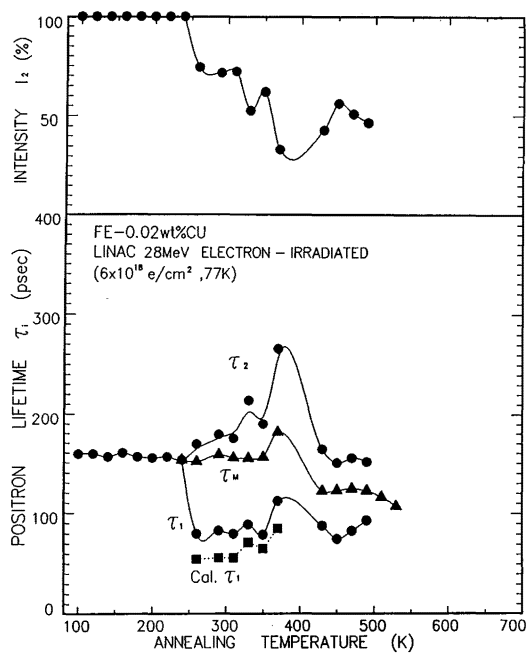


図5 Fe-0.02%Cu の等時焼鈍実験結果

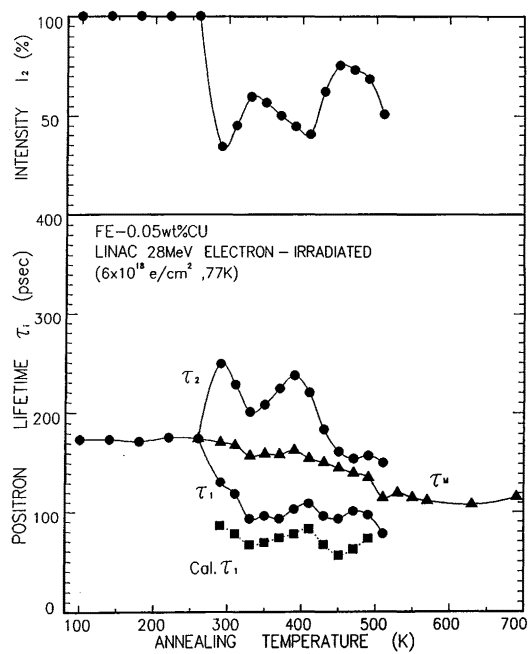


図6 Fe-0.05%Cu の等時焼鈍実験結果

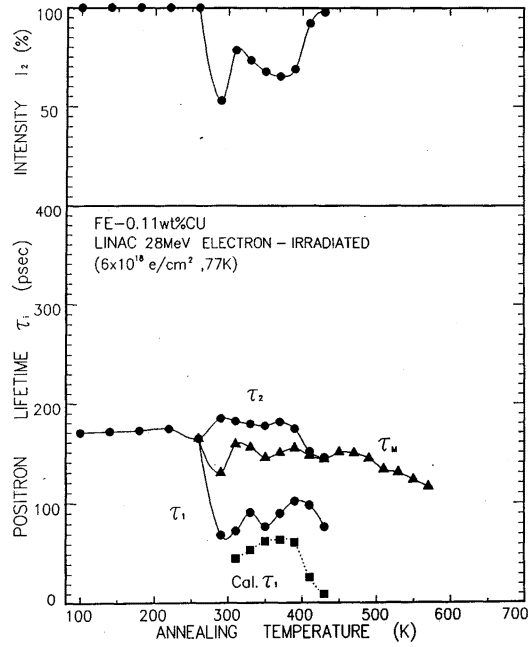


図 7 Fe-0.11%Cu の等時焼鈍実験結果

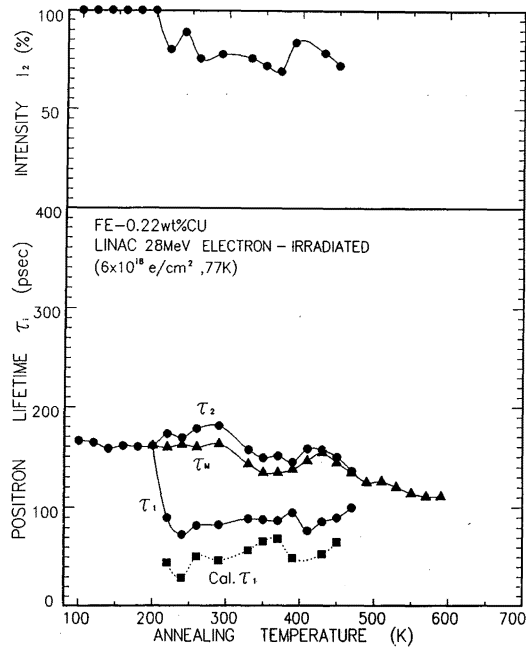
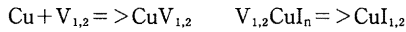


図 8 Fe-0.22%Cu の等時焼鈍実験結果

空孔は V_1 で存在しているのでこの格子間原子移動のステージは陽電子寿命には現れない。その後、純鉄中での原子空孔移動ステージ (Stage III) である 220 K 付近で原子空孔は移動し、これらの集合体に捕獲され Vacancy-Copper pair, 形成する。



これらのトラップされた原子空孔は、このステージではそれ以上拡散できない。さらに 280 K 付近での陽電子寿命の増加は、 $\text{Cu}V_{1,2}$ の集合体からの原子空孔の解離が起こり、このステージでようやく Microvoid が形成されはじめていると考えられる。これは相対強度 I_2 が減少していることから、単一な原子空孔が集合体を形成していくために、Microvoid (陽電子のトラッピングサイト) の数が減少していることにも一致している。その後、全ての合金において寿命が多少増加していることから原子空孔が純鉄での欠陥回復過程と同様に Microvoid を形成していることがわかる。これらの値は理論計算¹³⁾によると、およそ 2~5 個の原子空孔集合体に等しい値であるが、純鉄の場合は 300 K までにすでに寿命が 300 psec を越えていることから、これらの合金では原子空孔の clustering が抑制されていることがわかる。つまり Copper 原子の束縛によって原子空孔の移動拡散がかなり抑制されているといえる。これらの現象は他の鉄希薄合金と比較すると、Fe-Cr については⁶⁾ Stage III の高温へのシフトや、顕著な clustering の抑制は起こっておらず、また他の合金の陽電子寿命測定実験¹⁴⁾¹⁵⁾ による Stage III の高温側へのシフトが Size Factor の大きい Au や Sb ほど顕著ではない。これは銅原子の Size Factor (表 1)²⁾ が Cr と Au のほぼ中間の値であることを考えると、この Size Factor は原子空孔と添加不純物原子の束縛に何らかの依存性をもっていることが予想される。さらに、陽電子寿命の最大値すなわち形成される Microvoid の最大を Copper の固溶濃度に対してプロットすると図 9 のようになり、Copper 原子が著しく原子空孔の

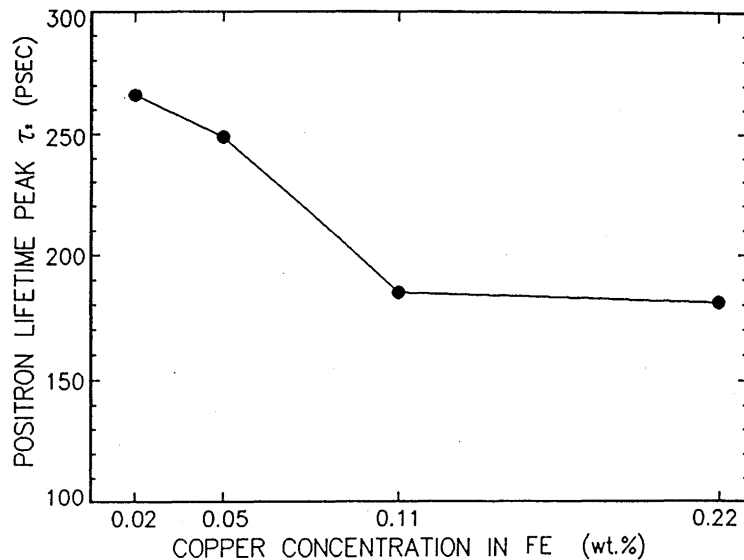


図 9 形成される原子空孔集合体の Cu 濃度依存性

クラスタリングを抑制していることがわかる。

また、純鉄の場合は400Kから、さらに長寿命成分 τ_2 が延びていき、Microvoid ($V_m: m=10\sim$) を形成していくが、これらの合金については400K付近から寿命が一様に減少している。一方、その相対強度についても純鉄と異なり、 τ_2 の減少に伴い相対強度の増加が起こっている。ここでこの相対強度は陽電子のトラッピングサイトの割合である。ところが欠陥が回復して原子空孔の数が減少したあとで、再び原子空孔がこの温度域で形成されることは不可能で、この温度域での寿命は原子空孔ではないと考えられる。したがって、相対強度の増加のステージからは、陽電子のトラッピングサイトは原子空孔以外のサイトに変わっていると考えるのが妥当である。さらに温度が500Kを過ぎると欠陥はほぼ回復して表4の非照射の値にもどっている。

また、Fe-0.02%Cu 以外の合金において350K付近で一時寿命が減少している。この現象を説明するのにつぎの様なモデルが考えられる。

Copper 原子が原子空孔とのペアによって移動・拡散していく過程で、原子空孔の数に対して Copper 原子の割合が増加していき、 $Cu_n V_m (n \geq m)$ が形成される。このとき Copper 原子は鉄中でのサイズ効果のために歪を起す。このため原子空孔はこの歪を緩和するためにその体積が減少する。すると、陽電子寿命は空孔の体積に強い依存性を持っているので、陽電子寿命の減少がおこる。この後の陽電子寿命からは、上述の様に陽電子の寿命、相対強度、計算上の τ_1 から検出されている欠陥の種類を同定することはできない。しかし、ここまでのステージまでの欠陥の挙動から推定すると、このステージで存在している欠陥は Vacancy-copper pair ($Cu_m, Cu_m V_{1,2}$) の可能性が非常に高い。

この後、400K付近のステージで Copper 原子はさらに大きな集合体（析出）を形成していく。逆に、空孔型の欠陥はここまでのステージでほぼ回復しており、ここからは Copper の集合体が陽電子のトラッピングサイトになる。さらにこの析出も過飽和状態でなくなると、徐々に解離をはじめ、それに伴い陽電子の寿命の回復が見られる。

3.3 電子線照射された Fe-Cu-C 合金の陽電子寿命

次に、Fe-Cu 合金にさらに炭素をドープした2種類の3元系の合金についての陽電子寿命の等時焼鈍実験結果について述べる。ここでは Fe-Cu 合金のうち Copper 原子の固溶濃度の一番高いものと低いものにおよそ120ppm～130ppmの炭素をドープさせ Fe-Cu 合金との比較を行った。また、現在考えられている照射脆化の原因の一つに原子空孔への Copper 原子と Carbon 原子のトラップが考えられるが、これらのことを含め添加元素の相互作用について調べた。

Fe-0.02%Cu-130ppmC 合金および Fe-0.22%Cu-120ppmC 合金における陽電子寿命の等時焼鈍実験結果を図10, 11に示す。これらの図からわかるようにどちらの合金においても陽電子の寿命は欠陥が回復するまで2成分に分離しなかった。これは、明らかに Microvoid が形成されなかったことを意味している。

まず Fe-Cu 合金のステージIIIとほぼ同じ温度域（ ~ 300 K）で変化が見られる。しかしこの変化は Fe-Cu 合金における原子空孔のクラスタリングによる寿命の上昇とは異なり、寿命が減少するといった現

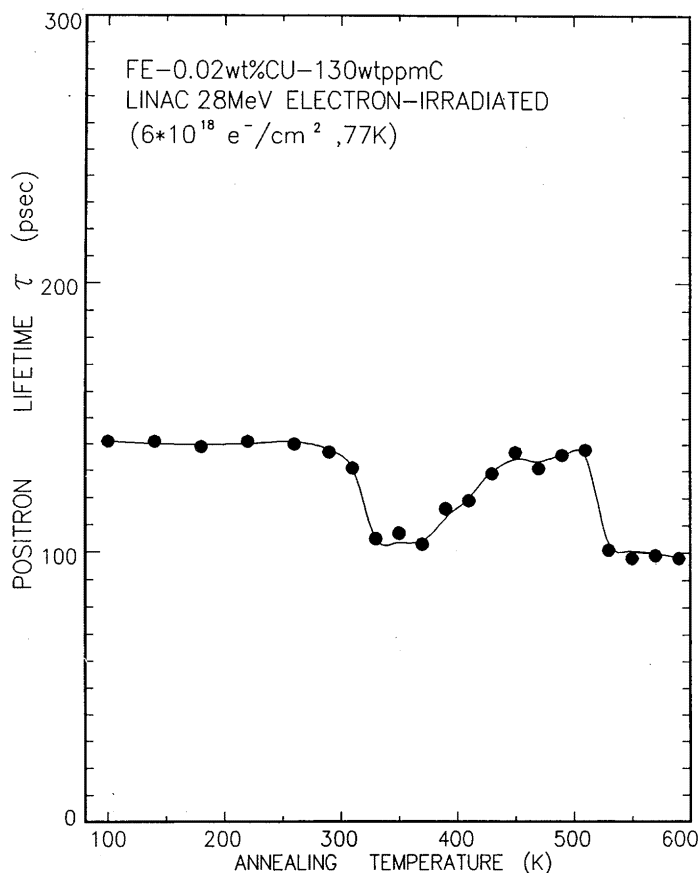


図10 Fe-0.02%Cu-130ppmC の等時焼鈍実験結果

象が起こっている。減少したときの陽電子寿命の値は Fe-0.02%Cu-130ppmC 合金でおよそ105psec で、Fe-0.22%Cu-120ppmC 合金で130psec 程度であった。

一般に陽電子寿命の減少は原子空孔の消滅によるものが殆どであるが、ここで合金中の不純物濃度の高い方が空孔の消滅が少ないのは矛盾しており、さらに Fe-0.02%Cu-130ppmC 合金での105psec という寿命はマトリックスの寿命であり陽電子は完全に空孔以外のサイトで消滅していることを示している。また、この陽電子寿命の欠陥回復挙動は Vehanen, P¹⁶⁾らによる電子線照射された Fe-C 合金 (実際には試料は純鉄であるが鉄中の不純物としての炭素固溶量は数 ppm から数百 ppm 含まれている) の陽電子消滅寿命実験における短寿命成分 τ_1 の回復過程の傾向に非常に類似している。これによると350Kでの寿命の減少ステージは、これは格子間原子である炭素原子の移動するステージにあたり、C-V ペアにさらに移動してきた炭素原子が捕獲されて C_n-V ($n = 2 \sim$) を形成するためである。この C_n-V 複合体は陽電子を捕獲するにあたって十分な空間を擁しないため陽電子寿命の減少が起こることがわかっている。したがって図10, 11の300Kからのステージは陽電子は空孔以外の欠陥を含む Complex にトラップされ

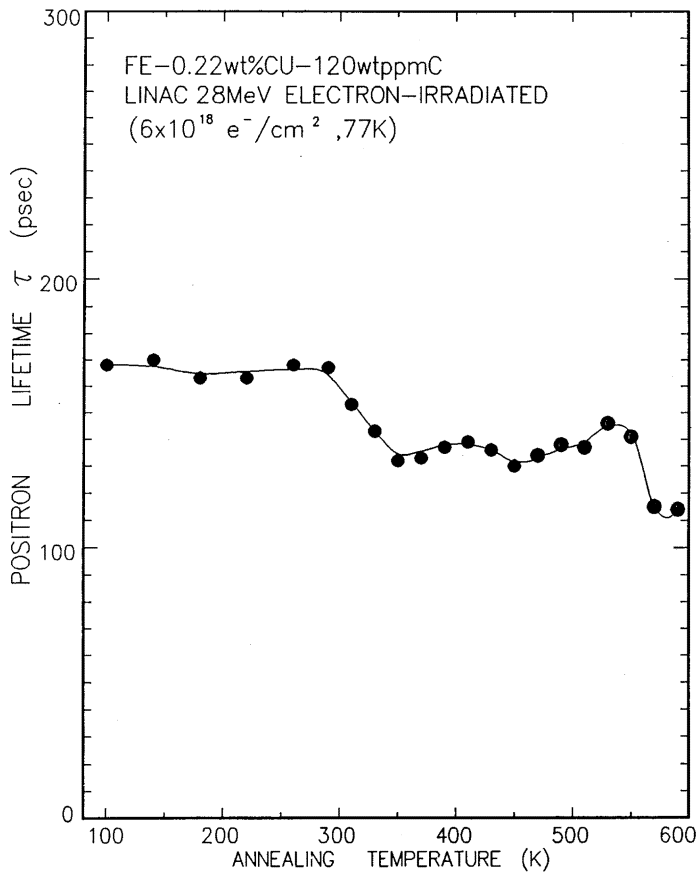


図11 Fe-0.22%Cu-120ppmC の等時焼鈍実験結果

ていることを示唆している。さらに焼鈍温度を上昇させていくと、寿命は再度増加していき、どちらの合金においても400 K以上で再び ~ 140 psecの寿命を示した。

以上の結果は、次のように解釈できる。まず現れる300 Kから350 KまでのステージではFe-Cu合金では移動集合していた原子空孔が、相互作用の強い炭素原子に捕獲され移動集合できなくなり、2成分に分離（クラスタリング）することなく単一原子空孔のまま炭素原子及び銅原子に捕獲され複合体（ C_nVCu_m ）を形成する。この結果、Fe-Cu及びFe-C合金の場合と同じように、3次元的な複合体の歪による空孔の体積緩和が起こり著しく陽電子の寿命が減少すると考えられる。その後の400 Kから500 K付近での寿命の増加のステージでは、Fe-Cと同様に考えると原子空孔がこのステージで V_1 で存在しなければならない。この場合、解離したC-Vのうち原子空孔は、Fe-Cuでの同じステージで形成されていると予想される複合体（ Cu_m ）が存在するためにすぐにこれに捕獲され、 Cu_mV_n を形成していると考え、Fe-Cu合金における Cu_mV_n の寿命とここでの寿命は ~ 140 psecではほぼ一致している。この結果から、Fe-Cu-C合金においては原子空孔はMicrovoidを形成せず、析出（CuとCの複合体）の核形成に寄与し

ていることがわかった。

4. ま と め

Fe-Cu 合金では原子空孔は純鉄でのステージIIIと同じ温度域 (220 K) で移動を開始するが, Copper 原子にトラップされてこのステージでは長距離の移動ができず, さらにこのときできた Cu-V ペアは, 陽電子寿命が分離し延び始めるステージ280 Kで解離する。

また原子空孔の移動拡散による Microvoid の形成は Copper 原子の固溶濃度に依存し, その濃度が増加するとクラスタリングは著しく抑制される。

Fe-Cu-C 合金では完全に原子空孔のクラスタリングは起こらなくなった。また, Fe-Cu-C 合金中ではおよそ400 Kから500 Kまでの間に C-V-Cu の複合体の核形成が起こり, これが Radiation Induced Precipitation を助長すると思われる。

今後は, これらの空孔タイプ以外の複合体欠陥 (予想される析出等) の形成機構についてより詳しく調べる必要がある。また中性子照射などにより最初にカスケード欠陥を導入することで, この空孔型欠陥の Copper や Carbon への寄与がどの様になるのか研究していく必要があると思われる。

5. 謝 辞

本研究を行うにあたり, 電子顕微鏡観察の指導をして頂いた吉田直亮教授, 室賀健夫助教授, 試料作製にあたり御世話になった宮本技官に感謝致します。また, 低温電子線照射で御協力頂いた京都大学原子炉実験所 KURRI-LINAC の皆様に感謝したいと思います。

参 考 文 献

- (1) 日本金属学会: “原子力材料 材料編 8”
- (2) H.W. King: Journal of Materials Science 1 (1966) p. 79
- (3) F. Maury, A. Lucasson, P. Lucasson, P. Moser and F. Faudot: J. Phys. Condens. Matter 2 (1990) p. 9291-9307
- (4) Oswald Kubaschewski: IRON-Binary Phase Diagrams.
- (5) P. Kirkegaard, M. Eldrup, O.E. Mogensen and N.J. Pedersen: Computer Phys. Communications 23 (1981) p. 307-335
- (6) E. Kuramoto, S. Nagano, K. Nishi, K. Makii, Y. Aono and M. Takenaka: Proc. 9th Int. Cont. Positron annihilation, Szombathely, (1991) in press
- (7) E. Hornbogen, R.C. Glenn: AIME Trans., 1960
- (8) S.R. Goodman, S.S. Brenner and J.R. Low, JR: Metal. Trans. vol. 4 (1973) p. 2371
- (9) G.M. Worrall, J.T. Buswell, C.A. English, M.G. Hetherington, G.D.W. Smith: Journal of Nuclear Materials 148 (1987) p. 107-114
- (10) K. Ghazi-Wakili, U. Zimmermann, J. Brunner, P. Tipping, W.B. Waeber, F. Heinrich: Phys.

Stat. Sol. (a) 102 (1987). p. 153

- (11) D. Irisawa and E. Kuramoto : Proc. 8th Int. Cont. Positron Annihilation, Gent, (1988) p. 506-508
- (12) G. Salje, Feller-Kniepmeier : Apply. Phys, 48 (1977) p. 1833
- (13) M.J. Puska and R.M. Nieminen : J. Phys : Met. Phys, 13 (1983) 333
- (14) C. Corbel, P. Moser, P. Hautojarvi : P.C. Jain, R.M. Singru & K.P. Gopinathan : POSITRON ANNIHILATION, 1985 World Scientific Publ. Co., Singapore
- (15) P. Moser, C. Corbel, P. Lucasson, Hautojarvi : Materials Sciece Forum Volumes 15-18 (1987). pp. 925-930
- (16) Vehanen, P. Hautojarvi, J. Johansson, and Yli-Kaupila : PHYSICAL REVIEW B ; VOLUME 25, NUMBER2

(平成 4 年 5 月29日受理)